

EXPRESS MAIL NO. EL746757970US

DATE OF DEPOSIT

1/30/01

Our File No. 9281-3917
Client Reference No. N US00009

IN THE UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

In re Application of:)
Naoya Hasegawa et al.)
Serial No. To Be Assigned)
Filing Date: Herewith)
For: Spin-Valve Thin-Film Magnetic)
Element and Method for Making the)
Same)



SUBMISSION OF CERTIFIED COPY OF PRIORITY DOCUMENT

Commissioner for Patents
Washington, D.C. 20231

Dear Sir:

Transmitted herewith is a certified copy of priority document Japanese Patent Application No. 2000-025659, filed February 2, 2000 for the above-named U.S. application.

Respectfully submitted,

A handwritten signature in black ink, appearing to read "Gustavo Siller, Jr.", written over a horizontal line.

Gustavo Siller, Jr.
Registration No. 32,305
Attorney for Applicants

BRINKS HOFER GILSON & LIONE
P.O. BOX 10395
CHICAGO, ILLINOIS 60610
(312) 321-4200

日 本 国 特 許 庁

PATENT OFFICE
JAPANESE GOVERNMENT



別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日

Date of Application:

2000年 2月 2日

出 願 番 号

Application Number:

特願2000-025659

出 願 人

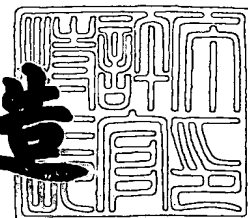
Applicant (s):

アルプス電気株式会社

2000年11月 6日

特許庁長官
Commissioner,
Patent Office

及川耕造



出証番号 出証特2000-3091574

【書類名】 特許願

【整理番号】 J79585A1

【提出日】 平成12年 2月 2日

【あて先】 特許庁長官 殿

【国際特許分類】 G11B 5/39

【発明の名称】 スピンバルブ型薄膜磁気素子およびその製造方法、およびこのスピンバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッド

【請求項の数】 25

【発明者】

 【住所又は居所】 東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号 アルプス電気株式会社
社内

 【氏名】 長谷川 直也

【発明者】

 【住所又は居所】 東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号 アルプス電気株式会社
社内

 【氏名】 柿原 芳彦

【発明者】

 【住所又は居所】 東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号 アルプス電気株式会社
社内

 【氏名】 本田 賢治

【特許出願人】

 【識別番号】 000010098

 【氏名又は名称】 アルプス電気株式会社

【代理人】

 【識別番号】 100064908

 【弁理士】

 【氏名又は名称】 志賀 正武

【選任した代理人】

【識別番号】 100108578

【弁理士】

【氏名又は名称】 高橋 詔男

【選任した代理人】

【識別番号】 100089037

【弁理士】

【氏名又は名称】 渡邊 隆

【選任した代理人】

【識別番号】 100101465

【弁理士】

【氏名又は名称】 青山 正和

【選任した代理人】

【識別番号】 100094400

【弁理士】

【氏名又は名称】 鈴木 三義

【選任した代理人】

【識別番号】 100107836

【弁理士】

【氏名又は名称】 西 和哉

【選任した代理人】

【識別番号】 100108453

【弁理士】

【氏名又は名称】 村山 靖彦

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 008707

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9704956

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 スピンバルブ型薄膜磁気素子およびその製造方法、およびこのスピンバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッド

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 基板上に、反強磁性層と、この反強磁性層と接して形成され、前記反強磁性層との交換結合磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、前記固定磁性層に非磁性導電層を介して形成され、前記固定磁性層の磁化方向と交差する方向へ磁化方向が揃えられたフリー磁性層と、このフリー磁性層の磁化方向を前記方向へ揃えるための縦バイアス層と、これら固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層付近に検出電流を供給する一対の電極層とを有し、

前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との間に、前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との交換結合磁界の大きさを制御するとともに伝導電子の平均自由行程を延長するための平均自由行程延長層が形成されたことを特徴とするスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 2】 前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との間に形成された前記平均自由行程延長層として、非磁性導電材料からなるバックド層を有してなることを特徴とする請求項 1 記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 3】 前記バックド層の膜厚が、5 ～ 30 オングストロームの範囲に設定されることを特徴とする請求項 2 記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 4】 前記バックド層が、Au、Ag、Cu からなる群から選択された材料から構成されることを特徴とする請求項 2 または 3 記載のスピンバルブ型薄膜素子。

【請求項 5】 前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との間に形成された前記平均自由行程延長層として、絶縁材料からなる鏡面反射層を有してなることを特徴とする請求項 1 または 2 記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 6】 前記鏡面反射層の膜厚が、5 ～ 500 オングストロームの範囲に設定されることを特徴とする請求項 5 記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 7】 前記鏡面反射層が、伝導電子のスピン状態を保存する鏡面反射を生じる確率の高いエネルギーギャップを形成可能な材料から構成されることを特徴とする請求項 5 または 6 記載のスピンバルブ型薄膜素子。

【請求項 8】 前記基板側から、少なくとも、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層、縦バイアス層の順で積層されてなることを特徴とする請求項 1 から 7 のいずれか記載のスピンバルブ型薄膜素子。

【請求項 9】 前記基板側から、少なくとも、縦バイアス層、フリー磁性層、非磁性導電層、固定磁性層、反強磁性層の順で積層されてなることを特徴とする請求項 1 から 7 のいずれか記載のスピンバルブ型薄膜素子。

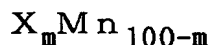
【請求項 10】 前記一对の電極層は、少なくとも、フリー磁性層の膜面方向両側に位置されてなることを特徴とする請求項 1 から 9 のいずれか記載のスピンバルブ型薄膜素子。

【請求項 11】 前記一对の電極層は、少なくとも、フリー磁性層、非磁性導電層、固定磁性層の膜面方向両側に位置されてなることを特徴とする請求項 10 記載のスピンバルブ型薄膜素子。

【請求項 12】 前記固定磁性層と前記フリー磁性層との少なくとも一方が、非磁性中間層を介して 2 つに分断され、分断された層どうして磁化の向きが 180° 異なるフェリ磁性状態とされてなることを特徴とする請求項 1 から 11 のいずれか記載のスピンバルブ型薄膜素子。

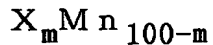
【請求項 13】 前記反強磁性層および前記縦バイアス層は、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素と、Mn とを含む合金からなることを特徴とする請求項 1 から 12 のいずれか記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 14】 前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項 13 記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。



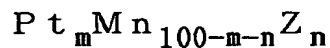
但し、X は、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os のうちの少なくとも 1 種以上の元素であり、組成比を示す m は、 $48 \text{ 原子}\% \leq m \leq 60 \text{ 原子}\%$ である。

【請求項 1 5】 前記縦バイアス層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項 1 3 記載のスピバルブ型薄膜磁気素子。



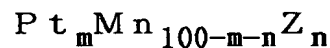
但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、 $52 \text{ 原子}\% \leq m \leq 60 \text{ 原子}\%$ である。

【請求項 1 6】 前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項 1 3 記載のスピバルブ型薄膜磁気素子。



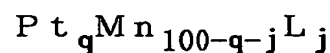
但し、Zは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、 $48 \text{ 原子}\% \leq m + n \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ である。

【請求項 1 7】 前記縦バイアス層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項 1 3 記載のスピバルブ型薄膜磁気素子。



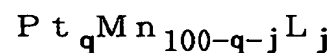
但し、Zは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、 $52 \text{ 原子}\% \leq m + n \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ である。

【請求項 1 8】 前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項 1 3 記載のスピバルブ型薄膜磁気素子。



但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、 $48 \text{ 原子}\% \leq q + j \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq j \leq 10 \text{ 原子}\%$ である。

【請求項 1 9】 前記縦バイアス層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項 1 3 記載のスピバルブ型薄膜磁気素子。



但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、 $52 \text{ 原子}\% \leq q + j \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq j \leq 10 \text{ 原子}\%$ である。

【請求項 2 0】 請求項 1 から 1 9 のいずれか記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子を備えたことを特徴とする薄膜磁気ヘッド。

【請求項 2 1】 基板上に、反強磁性層と、固定磁性層と、非磁性導電層と、フリー磁性層と、平均自由行程延長層と、縦バイアス層とを積層する工程と

、
積層されたこれらの層にトラック幅方向と直交する方向である第 1 の磁界を印加しつつ、第 1 の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層および縦バイアス層に交換異方性磁界を発生させて、前記固定磁性層および前記フリー磁性層の磁化を同一方向に固定するとともに、前記反強磁性層の交換異方性磁界を前記縦バイアス層の交換異方性磁界よりも大とする工程と、

トラック幅方向に前記縦バイアス層の交換異方性磁界よりも大きく前記反強磁性層の交換異方性磁界よりも小さい第 2 の磁界を印加しつつ、前記第 1 の熱処理温度よりも高い第 2 の熱処理温度で熱処理し、前記フリー磁性層に前記固定磁性層の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与する工程と、

前記フリー磁性層付近に検出電流を与える電極層を形成する工程とを有することを特徴とするスピンバルブ型薄膜磁気素子の製造方法。

【請求項 2 2】 基板上に、縦バイアス層と、平均自由行程延長層と、フリー磁性層と、非磁性導電層と、固定磁性層と、反強磁性層とを積層する工程と

、
積層されたこれらの層にトラック幅方向である第 1 の磁界を印加しつつ、第 1 の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層および縦バイアス層に交換異方性磁界を発生させて、前記固定磁性層および前記フリー磁性層の磁化を同一方向に固定するとともに、前記縦バイアス層の交換異方性磁界を前記反強磁性層の交換異方性磁界よりも大とする工程と、

トラック幅方向と直交する方向に前記反強磁性層の交換異方性磁界よりも大きく縦バイアス層の交換異方性磁界よりも小さい第 2 の磁界を印加しつつ、前記第 1 の熱処理温度よりも高い第 2 の熱処理温度で熱処理し、前記固定磁性層に前記フリー磁性層の磁化方向と交差する方向の交換結合磁界を付与する工程と、

前記フリー磁性層付近に検出電流を与える電極層を形成する工程とを有するこ

とを特徴とするスピバルブ型薄膜磁気素子の製造方法。

【請求項 2 3】 前記反強磁性層および前記バイアス層に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用いることを特徴とする請求項 2 1 または 2 2 記載のスピバルブ型薄膜磁気素子の製造方法。

【請求項 2 4】 前記第 1 の熱処理温度は、220℃～240℃の範囲であることを特徴とする請求項 2 1 から 2 3 のいずれか記載のスピバルブ型薄膜磁気素子の製造方法。

【請求項 2 5】 前記第 2 の熱処理温度は、250℃～270℃の範囲であることを特徴とする請求項 2 1 から 2 4 のいずれか記載のスピバルブ型薄膜磁気素子の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、固定磁性層（ピン（Pinned）磁性層）の固定磁化方向と外部磁界の影響を受けるフリー（Free）磁性層の磁化方向との関係で電気抵抗が変化するスピバルブ型薄膜磁気素子、およびこのスピバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドに関し、特に、フリー磁性層の軟磁気特性を向上し、抵抗変化率の向上を図ることができるスピバルブ型薄膜磁気素子に用いて好適な技術に関する。

【0002】

【従来の技術】

スピバルブ型薄膜磁気素子は、巨大磁気抵抗効果を示すGMR（Giant Magnetoresistive）素子の一種であり、ハードディスクなどの記録媒体から記録磁界を検出するものである。

前記スピバルブ型薄膜磁気素子は、GMR素子の中で比較的構造が単純で、しかも、外部磁界に対して抵抗変化率が高く、弱い磁界で抵抗が変化するなどの優れた点を有している。

【0003】

図24, 図25, 図26は、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子の一例を記録媒体との対向面（ABS面）側から見た場合の構造を示した断面図である。

これらの例のスピバルブ型薄膜磁気素子の上下には、ギャップ層を介してシールド層が形成されており、前記スピバルブ型薄膜磁気素子、ギャップ層、及びシールド層で、再生用のGMRヘッドが構成されている。なお、前記再生用のGMRヘッドの上に、記録用のインダクティブヘッドが積層されていてもよい。

このGMRヘッドは、インダクティブヘッドと共に浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて薄膜磁気ヘッドを構成し、ハードディスク等の磁気記録媒体の記録磁界を検出するものである。

【0004】

図24に示す従来のスピバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層122、固定磁性層（ピン（Pinned）磁性層）123、非磁性導電層124およびフリー（Free）磁性層125が積層され、その両側にはハードバイアス層129、129が形成されて、いわゆるボトム型（Bottom type）のハードバイアスタイプ（hard bias）のシングルスピバルブ型薄膜磁気素子とされている。

このスピバルブ型薄膜磁気素子では、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示Z方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y方向である。

【0005】

図24に示すスピバルブ型薄膜磁気素子は、下から下地層121、反強磁性層122、固定磁性層123、非磁性導電層124、フリー磁性層125および保護層127で構成された積層体120と、この積層体120の両側に形成された一対のハードバイアス層（永久磁石層）129、129およびハードバイアス層129、129上に形成された一対の電極層128、128とで構成されている。一般的に、前記反強磁性層122には、Fe-Mn合金膜やNi-Mn合金膜が、固定磁性層123およびフリー磁性層125には、Ni-Fe合金膜が、非磁性導電層124には、Cu膜が、ハードバイアス層129、129には、Co-Pt合金膜が、電極層128、128には、Cr膜やW膜が使用される。な

お、下地層 1 2 1 および保護層 1 2 7 は、Ta 膜などで形成されている。

また、積層体 1 2 0 の上面の幅寸法によって磁気記録トラック幅 T_w がほぼ決定される。

【0006】

固定磁性層 1 2 3 の磁化は、図 2 4 に示すように、反強磁性層 1 2 2 との界面での交換結合による交換異方性磁界により、Y 方向（記録媒体からの漏れ磁界方向：ハイト方向）に単磁区化され、フリー磁性層 1 2 5 の磁化は、前記ハードバイアス層 1 2 9、1 2 9 からのバイアス磁界の影響を受けて X 1 方向と反対方向に揃えられる。

すなわち、固定磁性層 1 2 3 の磁化とフリー磁性層 1 2 5 の磁化とが直交するように設定されている。

このスピバルブ型薄膜素子では、ハードバイアス層 1 2 9、1 2 9 上に形成された電極層 1 2 8、1 2 8 から、固定磁性層 1 2 3、非磁性導電層 1 2 4 およびフリー磁性層 1 2 5 に検出電流（センス電流）が与えられる。前記磁気記録媒体からの漏れ磁界方向が与えられる。フリー磁性層 1 2 5 の磁化が X 1 方向と反対方向から Y 方向に向けて変化すると、フリー磁性層 1 2 5 内での磁化方向の変動と、固定磁性層 1 2 3 の固定磁化方向との関係で、電気抵抗が変化し（これを磁気抵抗（MR）効果という）、この電気抵抗値の変化に基づく電圧変化により、記録媒体からの漏れ磁界が検出される。

【0007】

また、図 2 5 に示すスピバルブ型薄膜磁気素子も図 2 4 に示すものと同様に、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層が一層ずつ形成された、いわゆるボトム型（Bottom type）とされるが、サイドエクスチェンジバイアスタイプ（side exchange bias）のシングルスピバルブ型薄膜磁気素子とされている。

このスピバルブ型薄膜磁気素子では、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示 Z 方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y 方向である。

【0008】

図 2 5 において、符号 K は基板を示している。この基板 K 上には、反強磁性層 1 2 2 が形成されている。さらに、前記反強磁性層 1 2 2 の上には、固定磁性層（ピン（Pinned）磁性層）1 2 3 が形成され、この固定磁性層 1 2 3 の上には、非磁性導電層 1 2 4 が形成され、さらに、前記非磁性導電層 1 2 4 の上には、フリー（Free）磁性層 1 2 5 が形成されている。また、前記フリー磁性層 1 2 5 の上には、バイアス層 1 2 6、1 2 6 が磁気記録トラック幅 T_w と同じ間隔を開けて設けられ、前記バイアス層 1 2 6、1 2 6 の上には、一対の電極層 1 2 8、1 2 8 が設けられている。

【0 0 0 9】

前記反強磁性層 1 2 2 は、NiO 合金、FeMn 合金、NiMn 合金などから形成されている。さらに、前記固定磁性層 1 2 3 およびフリー磁性層 1 2 5 は、Co, NiFe 合金などから形成され、非磁性導電層 1 2 4 には Cu（銅）膜が適応され、また、バイアス層 1 2 6、1 2 6 が、面心立方晶で不規則結晶構造の FeMn 合金などの反強磁性材料により形成され、電極層 1 2 8、1 2 8 が Cu, Au, Cr, W, Ta など形成されている。

図 2 5 に示す固定磁性層 1 2 3 は、前記反強磁性層 1 2 2 との界面にて発生する交換結合による交換異方性磁界により磁化されている。そして、前記固定磁性層 1 2 3 の磁化方向は、図示 Y 方向、すなわち記録媒体から離れる方向（ハイト方向）に固定されている。また、前記フリー磁性層 1 2 5 は、前記バイアス層 1 2 6 の交換異方性磁界によって磁化されて単磁区化されている。そして、前記フリー磁性層 1 2 5 の磁化方向は、図示 X 1 方向と反対方向、すなわち固定磁性層 1 2 3 の磁化方向と交差する方向に揃えられている。

【0 0 1 0】

このスピバルブ型薄膜磁気素子においては、電極層 1 2 8 からフリー磁性層 1 2 5、非磁性導電層 1 2 4、固定磁性層 1 2 3 付近にセンス電流が与えられる。Z 方向に走行する磁気記録媒体からの漏れ磁界が図示 Y 方向に沿って与えられると、フリー磁性層 1 2 5 の磁化方向が、図示 X 1 方向と反対方向から Y 方向に向けて変動する。このフリー磁性層 1 2 5 内での磁化方向の変動と固定磁性層 2 3 の磁化方向との関係で電気抵抗が変化し、この抵抗変化に基づく電圧変化によ

り磁気記録媒体からの漏れ磁界が検出される。

【 0 0 1 1 】

図 2 6 に示す従来のスピバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層 1 2 2、固定磁性層（ピン（Pinned）磁性層） 1 2 3、非磁性導電層 1 2 4、フリー（Free）磁性層 1 2 5 および縦バイアス層 1 2 6 が積層されて、いわゆるボトム型（Bottom type）の縦バイアスタイプ（exchange bias）のシングルスピバルブ型薄膜磁気素子とされている。

このスピバルブ型薄膜磁気素子では、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示 Z 方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y 方向である。

【 0 0 1 2 】

図 2 6 に示すスピバルブ型薄膜磁気素子は、下から下地層 1 2 1、反強磁性層 1 2 2、固定磁性層 1 2 3、非磁性導電層 1 2 4、フリー磁性層 1 2 5、縦バイアス層 1 2 6 および保護層 1 2 7 で構成された積層体 1 2 0 と、この積層体 1 2 0 の両側に形成された一対の電極層 1 2 8、1 2 8 とで構成されている。一般的に、前記反強磁性層 1 2 2 には、Ni-Mn 合金膜などが、固定磁性層 1 2 3 およびフリー磁性層 1 2 5 には、Ni-Fe 合金膜が、非磁性導電層 1 2 4 には、Cu 膜が、縦バイアス層 1 2 6 には、Fe-Mn 合金膜が、電極層 1 2 8、1 2 8 には、Cr 膜や W 膜が使用される。なお、下地層 1 2 1 および保護層 1 2 7 は、Ta 膜などで形成されている。

また、積層体 1 2 0 の上面の幅寸法によって磁気記録トラック幅 Tw が決定される。

【 0 0 1 3 】

固定磁性層 1 2 3 の磁化は、図 2 6 に示すように、反強磁性層 1 2 2 との界面での交換結合による交換異方性磁界により、Y 方向（記録媒体からの漏れ磁界方向：ハイト方向）に単磁区化され、フリー磁性層 1 2 5 の磁化は、前記縦バイアス層 1 2 6 との界面での交換結合による交換異方性磁界により X 1 方向と反対方向に揃えられる。

すなわち、固定磁性層 1 2 3 の磁化とフリー磁性層 1 2 5 の磁化とが直交する

ように設定されている。

このスピバルブ型薄膜素子では、電極層 1 2 8, 1 2 8 から、固定磁性層 1 2 3、非磁性導電層 1 2 4 およびフリー磁性層 1 2 5 付近に検出電流（センス電流）が与えられる。前記記録媒体からの漏れ磁界方向が与えられる。フリー磁性層 1 2 5 の磁化が X 1 方向と反対方向から Y 方向に向けて変化すると、フリー磁性層 1 2 5 内での磁化方向の変動と、固定磁性層 1 2 3 の固定磁化方向との関係で、電気抵抗が変化し、この電気抵抗値の変化に基づく電圧変化により、記録媒体からの漏れ磁界が検出される。

【 0 0 1 4 】

【発明が解決しようとする課題】

ハードディスクなどの記録媒体においては、高記録密度化という要求が根本的に存在しているが、この記録密度の向上には、磁気記録トラック幅寸法の狭小化、つまり、スピバルブ型薄膜磁気素子における狭トラック化、および、検出感度の向上が求められている。

【 0 0 1 5 】

ここで、図 2 4 に示すハードバイアス方式 (hard bias) のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、フリー磁性層 1 2 5 のうち、その側端部付近における磁化は、ハードバイアス層 1 2 9, 1 2 9 からの強い磁界の影響を受けるため固定されやすく、外部磁界に対して磁化が変動しにくくなっており、積層体 1 2 0 の側端部付近には、図 2 4 に示すように、再生感度の悪い不感領域が形成されている。

したがって、積層体 1 2 0 のうち、不感領域を除いた中央部分の領域が、実質的に記録媒体の再生に寄与し、GMR 効果を発揮する感度領域であり、この感度領域の幅は、積層体 1 2 0 の形成時に設定された磁気記録トラック幅 T_w よりも不感領域の幅寸法分だけ短くなっており、不感領域のばらつきのために正確な磁気記録トラック幅 T_w を画定することが困難となっている。そのため、磁気記録トラック幅 T_w を狭く設定した場合には、GMR 効果における $\Delta R/R$ （抵抗変化率）が減少し、スピバルブ型薄膜磁気素子の検出感度が減少して高記録密度化対応することが難しくなるという問題がある。

【0016】

また、図25に示すサイドエクスチェンジバイアスタイプ (side exchange bias) のスピナルバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性材料からなるバイアス層126との交換結合により、フリー磁性層125の磁化方向を固定磁性層123の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

前記サイドエクスチェンジバイアス方式は、不感領域があるため実効磁気記録トラック幅 T_w の制御が困難であるハードバイアス方式と比較して、磁気記録トラック幅 T_w の狭い高密度記録に対応するスピナルバルブ型薄膜磁気素子に適した方式である。

【0017】

しかしながら、図25に示すスピナルバルブ型薄膜磁気素子においては、バイアス層126の膜厚方向寸法が、トラック両脇部分126sにおいて減少しているため、このトラック両脇部分126sにおけるフリー磁性層125とバイアス層126との交換結合の効果が低下してしまう。その結果、図25に示すフリー磁性層125におけるトラック両側部分125sが、不感領域であるにもかかわらず、外部磁界に対して磁気抵抗変化してしまい、感度領域の再生出力に対して余計な信号を出力してしまう。

特に、磁気記録媒体における記録密度の高密度化にともない、磁気記録媒体における記録トラック幅および記録トラック間隔を減少させて、狭トラック化を図った場合、本来感度領域で読み出すべき磁気記録トラックに対して、隣接する磁気記録トラックの情報を、上記両側部分125sの領域において読み出してしまいうという、サイドリーディングが発生し、これが出力信号に対してノイズとなり、エラーを招く可能性があった。

このため、実効トラック幅 T_w の制御が曖昧になり、検出精度が低下するという問題があった。特に、この傾向は、磁気記録トラック幅 $0.5\mu\text{m}$ 以下の狭トラックの場合、大きな問題になっていた。

【0018】

また、このトラック両脇部分126sにおけるフリー磁性層125とバイアス層126との交換結合の効果が低下してしまうことにより、フリー磁性層125

における感度領域の中央部分の磁化方向と、トラック両側部分 1 2 5 s の磁化方向とは、大きく異なった状態となってしまう。その結果、フリー磁性層 1 2 5 が区分された状態が著しい場合には、フリー磁性層 1 2 5 内に、あたかも、磁壁ができたように、単磁区化が妨げられ、磁化の不均一が発生し、スピバルブ型薄膜素子において、磁気記録媒体からの信号の処理が不正確になる不安定性 (instability) の原因となるバルクハイゼンノイズ等が発生する可能性があった。

【 0 0 1 9 】

図 2 6 に示す縦バイアスタイプ (exchange bias) のスピバルブ型薄膜磁気素子は、図 2 5 に示すサイドエクスチェンジバイアスタイプ (side exchange bias) と異なり、フリー磁性層 1 2 5 の感度領域に縦バイアス層 1 2 6 が直接的に接続されているために、このフリー磁性層 1 2 5 と縦バイアス層 1 2 6 との界面での交換結合による交換異方性磁界が強くなりすぎ、フリー磁性層 1 2 5 の磁化が強固に固定されてしまい、検出すべき外部磁界が印加された場合にも、このフリー磁性層 1 2 5 の磁化方向が回転変化することができず、センス電流の抵抗変化が起こらないため、検出感度が低下してしまう可能性があるという問題があった。

【 0 0 2 0 】

さらに、図 2 5 に示すサイドエクスチェンジバイアスタイプ (side exchange bias) のスピバルブ型薄膜磁気素子、および、図 2 6 に示す縦バイアスタイプ (exchange bias) のスピバルブ型薄膜磁気素子を製造する際には、それぞれ、

①固定磁性層 1 2 2 の磁化方向を Y 方向に規定するための第 1 磁場中アニール処理

②フリー磁性層 1 2 5 の磁化方向を X 1 と反対方向に規定するための第 2 磁場中アニール処理

を、順次おこなわなくてはならないが、後者のフリー磁性層の磁化方向を規定する第 2 アニール処理をおこなった際に、反強磁性層 1 2 2 と固定磁性層 1 2 3 の界面に作用する交換異方性磁界が Y 方向から X 1 方向と反対方向に傾き、固定磁性層 1 2 3 の磁化方向とフリー磁性層 1 2 5 の磁化方向が非直交となってしまう

、出力信号波形の対称性が得られなくなってしまう度合い（アシンメトリー）が増大する可能性がある。

ここで、固定磁性層 1 2 3 の磁化方向とフリー磁性層 1 2 5 の磁化方向との関係によって出力のアシンメトリーが規定されるが、スピバルブ型薄膜磁気素子においては、この出力のアシンメトリーが小さいほうが好ましく、アシンメトリーが増大した場合には、スピバルブ型薄膜磁気素子の出力特性が悪化してしまうという問題があった。

【 0 0 2 1 】

なお、本願発明者らは、先に、特開平 1 0 - 2 9 4 5 0 6 号公報において、図 2 6 に示す縦バイアスタイプ（exchange bias）のスピバルブ型薄膜磁気素子に関連した技術を、また、特願平 1 1 - 1 5 7 1 3 2 において図 2 5 に示すサイドエクスチェンジバイアスタイプ（side exchange bias）のスピバルブ型薄膜磁気素子に関連した技術を開示しているが、このような構成においても上述した問題は発生する可能性があった。

【 0 0 2 2 】

本発明は、上記の事情に鑑みてなされたもので、以下の目的を達成しようとするものである。

- ① 狭トラック化に対応すること。
- ② スピバルブ型薄膜磁気素子における出力特性の向上を図ること。
- ③ アシンメトリーを小さくすること。
- ④ サイドリーディング発生の防止を図ること。
- ⑤ 再生波形の安定性（stability）の向上を図ること。
- ⑥ スピバルブ型薄膜磁気素子における検出感度の向上を図ること。
- ⑦ $\Delta R / R$ （抵抗変化率）の向上を図ること。
- ⑧ 上記のようなスピバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドを提供すること。
- ⑨ 上記のようなスピバルブ型薄膜磁気素子の製造方法を提供すること。

【 0 0 2 3 】

【課題を解決するための手段】

本発明のスピンバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層と、この反強磁性層と接して形成され、前記反強磁性層との交換結合磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、前記固定磁性層に非磁性導電層を介して形成され、前記固定磁性層の磁化方向と交差する方向へ磁化方向が揃えられたフリー磁性層と、このフリー磁性層の磁化方向を前記方向へ揃えるための縦バイアス層と、これら固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層付近に検出電流を供給する一对の電極層とを有し、前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との間に、前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との交換結合磁界の大きさを制御するとともに伝導電子の平均自由行程を延長するための平均自由行程延長層が形成されたことにより上記課題を解決した。

本発明において、前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との間に形成された前記平均自由行程延長層として、非磁性導電材料からなるバックド層を有してなることが好ましい。

本発明の前記バックド層の膜厚が、5～30オングストロームの範囲に設定されることが好ましい。

本発明の前記バックド層が、Au、Ag、Cuからなる群から選択された材料から構成されることが好ましい。

また、本発明において、前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との間に形成された前記平均自由行程延長層として、絶縁材料からなる鏡面反射層を有してなることが好ましい。

本発明の前記鏡面反射層の膜厚が、5～500オングストロームの範囲に設定されることができる。

本発明の前記鏡面反射層が、伝導電子のスピン状態を保存する鏡面反射を生じる確率の高いエネルギーギャップを形成可能な材料から構成されることもできる。

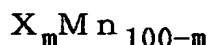
本発明において、前記基板側から、少なくとも、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層、縦バイアス層の順で積層されてなる手段か、前記基板側から、少なくとも、縦バイアス層、フリー磁性層、非磁性導電層、固定磁性層、反強磁性層の順で積層されてなる手段を採用することができる。

本発明において、前記一对の電極層は、少なくとも、フリー磁性層の膜面方向両側に位置されてなるか、または、少なくとも、フリー磁性層、非磁性導電層、固定磁性層の膜面方向両側に位置されてなることができる。

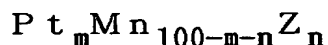
本発明は、前記固定磁性層と前記フリー磁性層との少なくとも一方が、非磁性中間層を介して2つに分断され、分断された層どうしで磁化の向きが180°異なるフェリ磁性状態とされてなることができる。

本発明は、前記反強磁性層および前記縦バイアス層は、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなることができる。

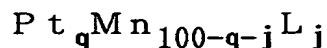
本発明においては、前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることができる。



但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、48原子% $\leq m \leq$ 60原子%である。

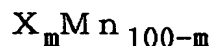


但し、Zは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、48原子% $\leq m+n \leq$ 60原子%、0.2原子% $\leq n \leq$ 40原子%である。

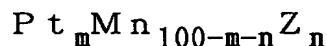


但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、48原子% $\leq q+j \leq$ 60原子%、0.2原子% $\leq j \leq$ 10原子%である。

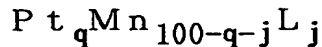
本発明においては、前記縦バイアス層は、下記の組成式からなる合金であることができる。



但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、52原子% $\leq m \leq$ 60原子%である。



但し、Zは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、 $52\text{原子}\% \leq m+n \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ である。



但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、 $52\text{原子}\% \leq q+j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ である。

本発明の薄膜磁気ヘッドにおいて、上記のスピンバルブ型薄膜磁気素子を備えることができる。

本発明のスピンバルブ型薄膜素子の製造方法は、基板上に、反強磁性層と、固定磁性層と、非磁性導電層と、フリー磁性層と、平均自由行程延長層と、縦バイアス層とを積層する工程と、積層されたこれらの層にトラック幅方向と直交する方向である第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層および縦バイアス層に交換異方性磁界を発生させて、前記固定磁性層および前記フリー磁性層の磁化を同一方向に固定すると共に、前記反強磁性層の交換異方性磁界を前記縦バイアス層の交換異方性磁界よりも大とする工程と、トラック幅方向に前記縦バイアス層の交換異方性磁界よりも大きく前記反強磁性層の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつつ、前記第1の熱処理温度よりも高い第2の熱処理温度で熱処理し、前記フリー磁性層に前記固定磁性層の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与する工程と、前記フリー磁性層付近に検出電流を与える電極層を形成する工程とを有することにより上記課題を解決した。

本発明のスピンバルブ型薄膜素子の製造方法は、基板上に、縦バイアス層と、平均自由行程延長層と、フリー磁性層と、非磁性導電層と、固定磁性層と、反強磁性層とを積層する工程と、積層されたこれらの層にトラック幅方向である第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層および縦バイアス層に交換異方性磁界を発生させて、前記固定磁性層および前記フリー磁性層の磁化を同一方向に固定するとともに、前記縦バイアス層の交換異方性磁界を前記反強磁性層の交換異方性磁界よりも大とする工程と、トラック幅方向と直交

する方向に前記反強磁性層の交換異方性磁界よりも大きく縦バイアス層の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつつ、前記第1の熱処理温度よりも高い第2の熱処理温度で熱処理し、前記固定磁性層に前記フリー磁性層の磁化方向と交差する方向の交換結合磁界を付与する工程と、前記フリー磁性層付近に検出電流を与える電極層を形成する工程とを有することにより上記課題を解決した。

本発明のスピンバルブ型薄膜素子の製造方法において、前記反強磁性層および前記バイアス層に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用いることが可能である。

また、本発明において、前記第1の熱処理温度は、220℃～240℃の範囲であることが可能である。

また、本発明において、前記第2の熱処理温度は、250℃～270℃の範囲であることが可能である。

【0024】

本発明においては、前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との間に、前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との交換結合磁界を制御するとともに伝導電子の平均自由行程を延長するための平均自由行程延長層が形成されたことにより、フリー磁性層と縦バイアス層との交換結合による交換異方性磁界を適正な範囲に設定することが可能となる。このため、フリー磁性層と縦バイアス層との交換結合による交換異方性磁界が強くなりすぎ、フリー磁性層の磁化が強固に固定されてしまうことを防止することができ、検出するべき外部磁界が印加された場合に、このフリー磁性層の磁化方向が回転変化してセンス電流の抵抗変化を生じて、十分な検出感度を得ることが可能となるとともに、フリー磁性層の変動磁化を安定して設定することが可能となるため、バルクハイゼンノイズ等が発生することを防止し、再生波形の安定性(stability)の向上を図ることができる。

同時に、本発明においては、前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との間に、前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との交換結合磁界を制御するとともに伝導電子の平均自由行程を延長するための平均自由行程延長層が形成され、縦バイアス層がトラック部全面に形成されていることにより、フリー磁性層の磁化方向を

設定するための交換結合による交換異方性磁界を発生するための縦バイアス層の膜厚を略一定に設定することが可能となるため、フリー磁性層に対して均一に交換結合磁界を作用させることができるため、フリー磁性層を単磁区化しやすく、サイドリーディングを防止することができ、磁気記録密度の高密度化により一層対応することが可能となる。また、バイアス層の膜厚が不均一な場合に発生していた、フリー磁性層内に磁壁ができて単磁区化が妨げられ、磁化の不均一が発生し、スピバルブ型薄膜素子において、磁気記録媒体からの信号の処理が不正確になる不安定性 (instability) の原因となるバルクハイゼンノイズ等が発生することを防止し、再生波形の安定性 (stability) の向上を図ることができる。

【0025】

本発明においては、前記平均自由行程延長層として、Au、Ag、Cuからなる群から選択された非磁性導電材料から構成されるバックド層を有してなることにより、後述するように、磁気抵抗効果に寄与する＋スピン（上向きスピン：up spin）の伝導電子における平均自由行程 (mean free path) をのばし、いわゆるスピフィルター効果 (spin filter effect) によりスピバルブ型薄膜素子において、大きな $\Delta R/R$ （抵抗変化率）が得られ、高密度記録化に対応できるものとすることができる。

【0026】

本発明においては、前記バックド層の膜厚が、5～30オングストロームの範囲に設定されることができ、このバックド層の膜厚が、5オングストロームよりも薄い値に設定されると、フリー磁性層と縦バイアス層との交換結合による交換異方性磁界が強くなりすぎて、フリー磁性層の磁化が強固に固定されてしまい、検出すべき外部磁界が印加された場合にも、フリー磁性層の磁化方向が回転変化することができず、抵抗変化が起こりにくいため、検出感度が低下し、スピバルブ型薄膜磁気素子の再生出力特性が悪化するため、好ましくない。

また、このバックド層の膜厚が、30オングストロームよりも厚い値に設定されると、非磁性導電材料から構成されるバックド層にセンス電流が分流する割合が増加して、GMR効果を得るために必要な、フリー磁性層と非磁性導電層との界面付近を流れるセンス電流が減少する、つまり、シャントロスが増大するため

、大きな $\Delta R/R$ （抵抗変化率）を得ることが難しくなるとともに、同時に、フリー磁性層と縦バイアス層との交換結合による交換異方性磁界が弱くなりすぎて、フリー磁性層における磁化制御が困難になり、磁気記録媒体からの信号の処理が不正確になる不安定性（instability）の原因となるバルクハイゼンノイズ等が発生する可能性があり好ましくない。

【0027】

本発明においては、前記平均自由行程延長層として、伝導電子のスピン状態を保存する鏡面反射を生じる確率の高いエネルギーギャップを形成可能な絶縁材料からなる鏡面反射層を有してなることで、後述する鏡面反射効果（specular effect）により抵抗変化率を向上することができる。

上記の鏡面反射層を構成する絶縁材料としては、 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 、 NiO 、 CoO 、 Co-Fe-O 、 Co-Fe-Ni-O 、 Al_2O_3 、 Al-Q-O （ここで Q は B 、 Si 、 N 、 Ti 、 V 、 Cr 、 Mn 、 Fe 、 Co 、 Ni から選択される一種以上）、 R-O （ここで R は Ti 、 V 、 Cr 、 Zr 、 Nb 、 Mo 、 Hf 、 Ta 、 W から選択される１種以上）等の酸化膜、 Al-N 、 Al-Q-N （ここで Q は B 、 Si 、 O 、 Ti 、 V 、 Cr 、 Mn 、 Fe 、 Co 、 Ni から選択される一種以上）、 R-N （ここで R は Ti 、 V 、 Cr 、 Zr 、 Nb 、 Mo 、 Hf 、 Ta 、 W から選択される１種以上）等の窒化膜等を挙げることができる。

ここで、鏡面反射層として $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ や NiO などの反強磁性体を用いた場合には、バイアス層の一部、または、全部を兼ねることができる。

【0028】

また、鏡面反射層の膜厚を、 $5\sim 500$ オングストロームの範囲に設定することができ、この鏡面反射層の膜厚が、 5 オングストロームよりも薄い値に設定されると、鏡面反射の効果が充分得られないため、検出感度が低下し、スピバルブ型薄膜磁気素子の再生出力特性が悪化するため、好ましくない。

また、この鏡面反射層の膜厚が、 500 オングストロームよりも厚い値に設定されると、再生ギャップであるシールド間隔が広くなり過ぎ、ヘッドの分解能が低下するため好ましくない。また、フリー磁性層と縦バイアス層との交換結合による交換異方性磁界が弱くなりすぎて、フリー磁性層における磁区化制御が困難

になり、磁気記録媒体からの信号の処理が不正確になる不安定性 (instability) の原因となるバルクハイゼンノイズ等が発生する可能性もあり好ましくない。

【 0 0 2 9 】

ここで、上記のバックド層および鏡面反射層によって磁気抵抗変化率が高くなる理由を簡単に述べるが、それに先だって、スピバルブ型薄膜磁気素子の巨大磁気抵抗効果の原理を簡単に説明する。ここでは、フリー磁性層の非磁性導電層に接しない位置にバックド層または鏡面反射層を配置した状態を例にして説明をおこなう。

スピバルブ型薄膜磁気素子にセンス電流を印加したときには、伝導電子が主に電気抵抗の小さい非磁性導電層付近を移動する。この伝導電子にはアップスピン (+ スピン、上向きスピン : up spin) とダウンスピン (- スピン、下向きスピン : down spin) の 2 種類の伝導電子が確率的に等量存在する。

スピバルブ型薄膜磁気素子の磁気抵抗変化率は、これらの 2 種類の伝導電子の平均自由行程 (mean free path) の行程差に対して正の相関を示す。

【 0 0 3 0 】

ダウンスピンの伝導電子については、印加される外部磁界の向きにかかわらず、非磁性導電層とフリー磁性層との界面で常に散乱され、フリー磁性層に移動する確率は低いまま維持され、その平均自由行程はアップスピンの伝導電子の平均自由行程に比べて短いままである。

一方、アップスピンの伝導電子については、外部磁界によってフリー磁性層の磁化方向が固定磁性層の磁化方向と平行状態になったときに、非磁性導電層からフリー磁性層に移動する確率が高くなり、平均自由行程が長くなっている。これに対し、外部磁界によってフリー磁性層の磁化方向が固定磁性層の磁化方向に対して平行状態から変化するに従って、非磁性導電層とフリー磁性層との界面で散乱される確率が増加し、アップスピンの伝導電子の平均自由行程が短くなる。

このように外部磁界の作用によって、アップスピンの伝導電子の平均自由行程がダウンスピンの伝導電子の平均自由行程に比べて大きく変化し、行程差が大きく変化することによって、抵抗率が変化し、スピバルブ型薄膜磁気素子の磁気抵抗変化率 ($\Delta R / R$) が大きくなる。

【 0 0 3 1 】

ここで、フリー磁性層にバックド層を接続すると、フリー磁性層中を移動するアップスピンの伝導電子がバックド層内にまで移動することが可能となり、バックド層の膜厚に比例してアップスピンの伝導電子の平均自由行程を更に延ばすことができる。このため、いわゆるスピンフィルター効果を発現させることが可能となり、伝導電子の平均自由行程の行程差が大きくなって、スピバルブ型薄膜磁気素子の磁気抵抗変化率 ($\Delta R / R$) をより向上させることができる。

【 0 0 3 2 】

また、フリー磁性層の前記非磁性導電層に接しない位置に鏡面反射層を積層すると、この鏡面反射層はフリー磁性層との界面においてポテンシャル障壁を形成し、フリー磁性層中を移動するアップスピンの伝導電子を、そのスピンの状態を保存させたまま反射させることができ、アップスピンの伝導電子を鏡面反射することが可能となり、アップスピンの伝導電子の平均自由行程をさらに延ばすことができる。つまり、いわゆる鏡面反射効果 (specular effect) を発現させることが可能となり、スピンに依存した伝導電子における平均自由行程の行程差がさらに大きくなって、スピバルブ型薄膜磁気素子の磁気抵抗変化率をより向上させることができる。

【 0 0 3 3 】

さらに、フリー磁性層に接続されたバックド層の前記フリー磁性層と接する面の反対側に鏡面反射層を積層すると、スピンフィルター効果によりアップスピンの伝導電子の平均自由行程が大きくなるとともに、鏡面反射層とバックド層との界面において形成されたポテンシャル障壁によって、いわゆる鏡面反射効果 (specular effect) を発現させ、アップスピンの伝導電子のスピンの状態を保存して反射させることで、このアップスピンの伝導電子の平均自由行程をさらに延ばすことができる。つまり、スピンに依存した伝導電子における平均自由行程の行程差がさらに大きくすることが可能であり、スピバルブ型薄膜磁気素子の磁気抵抗変化率をより向上させることが可能となる。

【 0 0 3 4 】

これら、バックド層、鏡面反射層による、平均自由行程の行程差の拡大はフリ

一磁性層の膜厚が比較的薄い場合により効果を発揮し、また、同時に、これらの平均自由行程延長層の膜厚を制御することにより、フリー磁性層の磁化制御をおこなうことが可能になるため、狭トラック化に対応したスピバルブ型薄膜磁気素子における検出感度の向上と、出力特性の向上とを同時に図ることができる。

【 0 0 3 5 】

本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、基板側から、少なくとも、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層、縦バイアス層の順で積層されてなるボトムタイプ (Bottom type) シングルスピバルブとするか、または、基板側から、少なくとも、縦バイアス層、フリー磁性層、非磁性導電層、固定磁性層、反強磁性層、の順で積層されてなるトップタイプ (top type) シングルスピバルブとすることができる。

【 0 0 3 6 】

本発明において、前記一対の電極層は、少なくとも、フリー磁性層の膜面方向両側に位置されてなるか、または、少なくとも、フリー磁性層、非磁性導電層、固定磁性層の膜面方向両側に位置されてなることにより、少なくとも、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層、縦バイアス層の積層された積層体に対して膜厚方向積層体の両側に位置されてなることができ、フリー磁性層や非磁性導電層に比べて抵抗値の高い反強磁性層および縦バイアス層を介さずに、電極層からフリー磁性層付近にセンス電流を与える割合を向上することができる。また、GMR効果において磁気抵抗変化率 ($\Delta R/R$) に寄与する、前記積層体と電極層との間の接続抵抗を低減することができ、スピバルブ型薄膜磁気素子の磁気抵抗変化率をより向上させることが可能となる。

また、フリー磁性層の単磁区化を保った状態として電極層からフリー磁性層付近に直接センス電流を与えることができるため、サイドリーディングを防止することができ、磁気記録密度の高密度化により一層対応することが可能となる。

【 0 0 3 7 】

本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、固定磁性層を、反強磁性層側の第1の固定磁性層と、前記第1の固定磁性層に非磁性中間層を介して形成され、前記第1の固定磁性層の磁化方向と反平行に磁化方向が揃えられた第2の固

定磁性層とを具備するものとして形成し、固定磁性層をフェリ磁性状態とされてなる手段、いわゆる、シンセティックフェリピンド型 (synthetic-ferri-pinned type) とすることができ、これにより、反強磁性層と第1の固定磁性層との界面で発生する交換結合磁界 (交換異方性磁界) H_{ex} を大きくすることができ、2つに分断された固定磁性層のうち一方が他方の固定磁性層を適正な方向に固定する役割を担い、固定磁性層の状態を非常に安定した状態に保つことが可能となる。

さらに、反強磁性層と固定磁性層との交換結合磁界 H_{ex} を大きな値として得ることにより、固定磁性層の状態を熱的にも安定した状態に保つことができるため、後述するように、低い前記第1の熱処理温度 (アニール温度) により、反強磁性層と固定磁性層との交換結合磁界 H_{ex} を発生させ、固定磁性層の磁化を安定させた後、この反強磁性層と固定磁性層との交換結合磁界 H_{ex} より小さな磁界を印加するとともに、上記の第1の熱処理温度より高い第2の熱処理温度でフリー磁性層と縦バイアス層との交換結合磁界 H_{ex} を発生させる際に、十分な反強磁性層と固定磁性層との交換結合磁界 H_{ex} を安定した状態とするとともに、固定磁性層の磁化方向を傾けないことが可能なために、固定磁性層の固定磁化方向の制御を、より容易におこなうことができる。

【 0 0 3 8 】

また、このように、固定磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されたスピナルバルブ型薄膜磁気素子とした場合、固定磁性層の固定磁化による反磁界 (双極子) 磁界を、第1の固定磁性層の静磁結合磁界と第2の固定磁性層の静磁結合磁界とにより、相互に打ち消してキャンセルすることができる。これにより、フリー磁性層の変動磁化の方向に影響を与える固定磁性層の固定磁化による反磁界 (双極子磁界) からの、フリー磁性層の変動磁化への寄与を減少することができる。

また、2つに分断された固定磁性層により、この固定磁性層の固定磁化による反磁界 (双極子磁界) のフリー磁性層への影響を低減し、フリー磁性層の変動磁化の方向を所望の方向に補正することがより容易になり、アシンメトリーの小さい優れたスピナルバルブ型薄膜磁気素子とすることが可能なために、フリー磁性層

の変動磁化方向の制御を、より容易にすることができる。

【0039】

ここで、アシンメトリーとは、再生出力波形の非対称性の度合いを示すものであり、再生出力波形が与えられた場合、波形が対称であればアシンメトリーが小さくなる。したがって、アシンメトリーが0に近づくほど再生出力波形が対称性に優れていることになる。

前記アシンメトリーは、フリー磁性層の変動磁化の方向と固定磁性層の固定磁化の方向とが直交しているとき0となる。アシンメトリーが大きくなるとメディアからの情報の読みとりが正確にできなくなり、エラーの原因となる。このため、前記アシンメトリーが小さいものほど、再生信号処理の信頼性が向上することとなり、スピンバルブ型薄膜磁気素子として優れたものとなる。

【0040】

また、固定磁性層の固定磁化による反磁界（双極子磁界） H_d は、素子高さ方向において、その端部で大きく中央部で小さいという、不均一な分布を持ち、フリー磁性層内における単磁区化が妨げられる場合があるが、固定磁性層を上記の積層構造とすることにより、双極子磁界 H_d をほぼ $H_d = 0$ にし、これによって、フリー磁性層内に磁壁ができて単磁区化が妨げられ、磁化の不均一が発生し、スピンバルブ型薄膜磁気素子において、磁気記録媒体からの信号の処理が不正確になる不安定性（instability）の原因となるバルクハイゼンノイズ等が発生することを防止することができる。

【0041】

また、上記のスピンバルブ型薄膜磁気素子においては、前記反強磁性層および前記縦バイアス層は、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなることができ、あるいは、 $X-Mn$ （ただし、Xは、Pt、Pd、Ru、Ir、Rh、Osのうちから選択される1種の元素を示す。）の式で示される合金からなり、Xが37～63原子%の範囲であることが望ましく、さらにまた、上記のスピンバルブ型薄膜磁気素子においては、前記反強磁性層が、 $X'-Pt-Mn$ （ただし、X'は、Pd、Cr、Ru、Ni、Ir

、Rh、Os、Au、Ag、Ne、Ar、Xe、Krのうちから選択される1種または2種以上の元素を示す。)の式で示される合金からなり、 $X' + Pt$ が37～63原子%の範囲であることが望ましい。

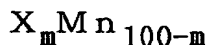
これにより、反強磁性層に、 $X-Mn$ の式で示される合金または $X' - Pt - Mn$ の式で示される合金を用いたスピバルブ型薄膜磁気素子とすることで、前記反強磁性層に従来から使用されているNiO合金、FeMn合金、NiMn合金などを用いたものと比較して、交換結合磁界が大きく、またブロッキング温度が高く、さらに耐食性に優れているなどの優れた特性を有するスピバルブ型薄膜磁気素子とすることができる。

【0042】

一方、少なくともフリー磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されスピバルブ型薄膜磁気素子とした場合、2つに分断されたフリー磁性層どうしの間に交換結合磁界が発生し、フェリ磁性状態とされ、外部磁界に対して感度よく反転できるものとなる。

【0043】

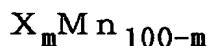
また、上記のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることが望ましい。



但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、 $48\text{原子}\% \leq m \leq 60\text{原子}\%$ である。

【0044】

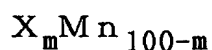
また、前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることが好ましい。



但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、 $48\text{原子}\% \leq m \leq 58\text{原子}\%$ である。

【0045】

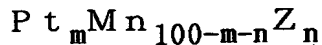
さらに、上記のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、前記縦バイアス層は、下記の組成式からなる合金であることが望ましい。



但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、 $52\text{原子}\% \leq m \leq 60\text{原子}\%$ である。

【0046】

また、上記のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であってもよい。

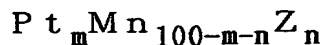


但し、Zは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、 $48\text{原子}\% \leq m+n \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ である。

より好ましい組成比は、 $48\text{原子}\% \leq m+n \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ である。

【0047】

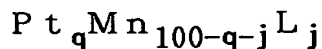
さらにまた、上記のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、前記縦バイアス層は、下記の組成式からなる合金であってもよい。



但し、Zは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、 $52\text{原子}\% \leq m+n \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ である。

【0048】

また、上記のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であってもよい。



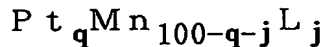
但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、 $48\text{原子}\% \leq q+j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ である。

より好ましくは組成比を示すq、jは、 $48\text{原子}\% \leq q+j \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ である。

【0049】

また、上記のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、前記縦バイアス層は、

下記の組成式からなる合金であってもよい。

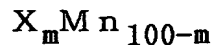


但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、 $52\text{原子}\% \leq q + j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ である。

【0050】

特に、上記のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、反強磁性層と縦バイアス層とを構成する合金の組成を同一とする場合には、次の①～③の組み合わせが好ましい。

①すなわち、反強磁性層および縦バイアス層を構成する合金の組成比が以下の場合であることが好ましい。

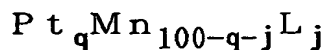


但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、 $52\text{原子}\% \leq m \leq 58\text{原子}\%$ である。

また、上記の反強磁性層および縦バイアス層の組成比を示すmが、 $52\text{原子}\% \leq m \leq 56.5\text{原子}\%$ であることがより好ましい。

【0051】

②また、反強磁性層および縦バイアス層を構成する合金の組成比が以下の場合であることが好ましい。

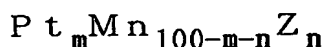


但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、 $52\text{原子}\% \leq q + j \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ である。

また、上記の反強磁性層および縦バイアス層の組成比を示すq、jが、 $52\text{原子}\% \leq q + j \leq 56.5\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ であることがより好ましい。

【0052】

③また、反強磁性層および縦バイアス層を構成する合金の組成比が以下の場合であることが好ましい。



但し、Zは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、 $52\text{原子}\% \leq m+n \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ である。

また、上記の反強磁性層およびバイアス層の組成比を示すm、nが、 $52\text{原子}\% \leq m+n \leq 56.5\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ であることが好ましい。

【0053】

また、反強磁性層と縦バイアス層を構成する合金の組成を異ならしめる場合には

、次の④～⑥の組み合わせが好ましい。

④すなわち、縦バイアス層が、組成式 $\text{X}_m\text{Mn}_{100-m}$ で表され、Xが、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmが、 $52\text{原子}\% \leq m \leq 60\text{原子}\%$ の合金であると共に、

反強磁性層が、組成式 $\text{X}_m\text{Mn}_{100-m}$ で表され、Xが、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmが、 $48\text{原子}\% \leq m \leq 58\text{原子}\%$ の合金であることが好ましい。

また、反強磁性層の組成比を示すmが、 $52\text{原子}\% \leq m \leq 55.2\text{原子}\%$ または $56.5\text{原子}\% \leq m \leq 60\text{原子}\%$ であることがより好ましい。

【0054】

⑤また、縦バイアス層が、組成式 $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ で表され、Lが、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jが、 $52\text{原子}\% \leq q+j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ の合金であるとともに、

反強磁性層が、組成式 $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ で表され、Lが、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jが、 $48\text{原子}\% \leq q+j \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ の合金であることが好ましい。

また、反強磁性層の組成比を示すq、jが、 $52\text{原子}\% \leq q+j \leq 55.2\text{原子}\%$

子%、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq j \leq 10 \text{ 原子}\%$ または $56.5 \text{ 原子}\% \leq q + j \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq j \leq 10 \text{ 原子}\%$ であることがより好ましい。

⑥また、縦バイアス層が、組成式 $Pt_m Mn_{100-m-n} Z_n$ で表され、Zが、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nが、 $52 \text{ 原子}\% \leq m + n \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ の合金であるとともに、

反強磁性層が、組成式 $Pt_m Mn_{100-m-n} Z_n$ で表され、Zが、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nが、 $48 \text{ 原子}\% \leq m + n \leq 58 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ の合金であることが好ましい。

また、反強磁性層の組成比を示すm、nが、 $52 \text{ 原子}\% \leq m + n \leq 55.2 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ または $56.5 \text{ 原子}\% \leq m + n \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ であることがより好ましい。

【0055】

上記反強磁性層と縦バイアス層との組成の組み合わせは、前述のボトムタイプ (Bottom type) シングルスピバルブの場合であり、前述したトップタイプ (top type) の場合には、基板側に位置する縦バイアス層の組成を、ボトムタイプの反強磁性層の組成と同じにするように、反強磁性層と縦バイアス層との組成の組み合わせを逆転することが好ましい。

【0056】

さらにまた、上記のスピバルブ型薄膜磁気素子が備えられてなることを特徴とする薄膜磁気ヘッドによって、前記課題を解決することができる。

【0057】

本発明のスピバルブ型薄膜素子の製造方法は、基板上に、反強磁性層と、固定磁性層と、非磁性導電層と、フリー磁性層と、平均自由行程延長層と、縦バイアス層とを積層して積層膜を形成する工程と、積層されたこれらの層にトラック幅方向と直交する方向である第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層および縦バイアス層に交換異方性磁界を発生させて、前記

固定磁性層および前記フリー磁性層の磁化を同一方向に固定すると共に、前記反強磁性層の交換異方性磁界を前記縦バイアス層の交換異方性磁界よりも大とする工程と、トラック幅方向に前記縦バイアス層の交換異方性磁界よりも大きく前記反強磁性層の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつつ、前記第1の熱処理温度よりも高い第2の熱処理温度で熱処理し、前記フリー磁性層に前記固定磁性層の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与する工程と、前記フリー磁性層付近に検出電流を与える電極層を形成する工程とを有することができる。

あるいは、本発明のスピンバルブ型薄膜素子の製造方法は、基板上に、縦バイアス層と、平均自由行程延長層と、フリー磁性層と、非磁性導電層と、固定磁性層と、反強磁性層とを積層して積層膜を形成する工程と、積層されたこれらの層にトラック幅方向である第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層および縦バイアス層に交換異方性磁界を発生させて、前記固定磁性層および前記フリー磁性層の磁化を同一方向に固定するとともに、前記縦バイアス層の交換異方性磁界を前記反強磁性層の交換異方性磁界よりも大とする工程と、トラック幅方向と直交する方向に前記反強磁性層の交換異方性磁界よりも大きく縦バイアス層の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつつ、前記第1の熱処理温度よりも高い第2の熱処理温度で熱処理し、前記固定磁性層に前記フリー磁性層の磁化方向と交差する方向の交換結合磁界を付与する工程と、前記フリー磁性層付近に検出電流を与える電極層を形成する工程とを有することができる。

ここで、前記反強磁性層および前記バイアス層に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用いることが可能であり、また、前記第1の熱処理温度が220℃～240℃の範囲、前記第2の熱処理温度が250℃～270℃の範囲であることが可能である。

【0058】

図16は、ボトム型スピンバルブ型薄膜磁気素子における反強磁性層の熱処理温度、および、縦バイアス層の熱処理温度と交換異方性磁界との関係に対応した

グラフである。

図 1 6 から明らかなように、反強磁性層と基板との距離が近い（または、固定磁性層の下に反強磁性層が配置された）ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子においては、反強磁性層（■印）の交換異方性磁界が、 200°C (473 K) で既に発現し、 240°C (513 K) 付近で 48 k A/m を越えている。一方、基板との距離が反強磁性層よりも遠い縦バイアス層（◆印）の交換異方性磁界は、 240°C (513 K) 付近で発現し、約 260°C (533 K) 付近においてようやく 48 k A/m を越えている。

【 0 0 5 9 】

このように、反強磁性層と基板との距離が近い（または、固定磁性層の下に反強磁性層が配置された）ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層は、基板との距離が反強磁性層よりも遠い（または、固定磁性層の上に配置された）縦バイアス層と比較して、比較的低い熱処理温度で高い交換異方性磁界が得られることがわかる。

【 0 0 6 0 】

したがって、上記のスピバルブ型薄膜磁気素子の製造方法は、ボトムタイプとされるスピバルブ型薄膜磁気素子において、例えば、第 1 の磁界を印加しつつ、第 1 の熱処理温度 ($220\sim 240^{\circ}\text{C}$ ($493\sim 513\text{ K}$)) で前記の積層膜を熱処理すると、反強磁性層および縦バイアス層に交換異方性磁界が生じ、固定磁性層とフリー磁性層の磁化方向を同一方向に固定される。また、反強磁性層の交換異方性磁界は 48 k A/m 以上となり、縦バイアス層の交換異方性磁界は 8 k A/m 以下となり、反強磁性層の交換異方性磁界が大きくなる。

次に、第 1 の磁界と直交する方向の第 2 の磁界を印加しつつ、第 2 の熱処理温度 ($250\sim 270^{\circ}\text{C}$ ($523\sim 543\text{ K}$)) で前記の積層膜を熱処理すると、縦バイアス層の交換異方性磁界が 48 k A/m 以上となり、先の熱処理にて発生した縦バイアス層の交換異方性磁界よりも大きくなる。したがって、フリー磁性層の磁化方向は、第 1 の磁界に対して交差する方向となる。

【 0 0 6 1 】

このとき、第 2 の磁界を先の熱処理にて発生した反強磁性層の交換異方性磁界

よりも小さくしておけば、反強磁性層に第2の磁界が印加されても、反強磁性層の交換異方性磁界が劣化することがなく、固定磁性層の磁化方向を固定したままにすることが可能になる。

このことにより、固定磁性層の磁化方向とフリー磁性層の磁化方向とを交差する方向にすることができる。

【0062】

したがって、上記のスピンバルブ型薄膜磁気素子の製造方法では、耐熱性に優れたPtMn合金などの合金を反強磁性層だけでなく縦バイアス層にも使用し、固定磁性層の磁化方向に悪影響を与えることなく、縦バイアス層にフリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃える交換異方性磁界を発生させることができ、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えることができるため、耐熱性および再生信号波形の対称性に優れたスピンバルブ型薄膜磁気素子を提供することが可能となる。

【0063】

また、上記のスピンバルブ型薄膜磁気素子の製造方法は、トップタイプとされるスピンバルブ型薄膜磁気素子において、例えば、第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度（ $220 \sim 240^{\circ}\text{C}$ （ $493 \sim 513\text{K}$ ））で前記積層膜を熱処理すると、反強磁性層および縦バイアス層に交換異方性磁界が生じ、固定磁性層とフリー磁性層の磁化方向が同一方向に固定される。また、縦バイアス層の交換異方性磁界は 48 kA/m 以上となり、反強磁性層の交換異方性磁界は 8 kA/m 以下となり、縦バイアス層の交換異方性磁界が大きくなる。

次に、第1の磁界と直交する方向の第2の磁界を印加しつつ、第2の熱処理温度（ $250 \sim 270^{\circ}\text{C}$ （ $523 \sim 543\text{K}$ ））で前記の積層膜を熱処理すると、反強磁性層の交換異方性磁界が 48 kA/m 以上となり、先の熱処理にて発生した反強磁性層の交換異方性磁界よりも大きくなる。したがって、固定磁性層の磁化方向は、第1の磁界に対して交差する方向となる。

【0064】

本発明においては、反強磁性層と基板との距離が近いボトム型スピンバルブ型薄膜磁気素子であり、前記反強磁性層に使用される材質と同様の材質によって形

成された縦バイアス層が反強磁性層よりも基板から遠い位置に配置されている場合と、また、反強磁性層と基板との距離が近いボトム型スピンバルブ型薄膜磁気素子であり、固定磁性層の下に反強磁性層が配置され、反強磁性層と基板との距離がボトム型スピンバルブ型薄膜磁気素子よりも遠く、固定磁性層の上に反強磁性層が配置されている場合との双方において、上述したように、反強磁性層と縦バイアス層とを対応して入れ替えることにより、その製造方法に対応することができる。

【 0 0 6 5 】

【発明の実施の形態】

以下、本発明に係るスピンバルブ型薄膜磁気素子およびその製造方法、およびこのスピンバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドの第 1 実施形態を、図面に基づいて説明する。

〔第 1 実施形態〕

図 1 は、本発明の第 1 実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図、図 2 は図 1 のスピンバルブ型薄膜磁気素子のハイト方向への構造を示した断面図である。

本発明のスピンバルブ型薄膜磁気素子は、巨大磁気抵抗効果を利用した GMR (giant magnetoresistive) 素子の一種である。このスピンバルブ型薄膜磁気素子は、後述するように、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダーのトレーリング側端部などに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は図において Z 方向であり、磁気記録媒体からの漏れ磁界方向は Y 方向である。

本発明の第 1 の実施形態のスピンバルブ型薄膜素子は、基板側から、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層が形成されたボトム型 (Bottom type) とされ、さらに、固定磁性層が、第 1 の固定磁性層と、前記第 1 の固定磁性層に非磁性中間層を介して形成され、前記第 1 の固定磁性層の磁化方向と反平行に磁化方向が揃えられた第 2 の固定磁性層と、を有し、固定磁性層が合成フェリ磁性状態とされてなる手段、いわゆる、シンセティックフェリピンズ型 (synthetic-ferri-pinned type) とされるシングルスピンバルブ型薄膜素子の一種で

ある。

また、この例のスピンバルブ型薄膜磁気素子は、エクスチェンジバイアス方式により、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

前記エクスチェンジバイアス方式は、不感領域があるため実効トラック幅の制御が困難であるハードバイアス方式と比較して、高密度記録に対応するトラック幅の狭いスピンバルブ型薄膜磁気素子に適した方式である。

【 0 0 6 6 】

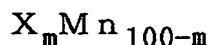
図 1、図 2 において、符号 2 は、基板 K 上に設けられた反強磁性層である。この反強磁性層 2 の上には、固定磁性層 3 が形成されている。この固定磁性層 3 の上には、非磁性導電層 4、フリー磁性層 5、バックド層（平均自由行程延長層）B、縦バイアス層 6、保護層 7 が積層されている。これら、反強磁性層 2、固定磁性層 3、非磁性導電層 4、フリー磁性層 5、バックド層 B 1、縦バイアス層 6、保護層 7 は、断面略台形とされる積層体 9 を形成しており、この積層体 9 の両側には、電極層 8 が設けられている。

【 0 0 6 7 】

さらに詳細に説明すると、本発明の第 1 の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子では、反強磁性層 2 は、積層体 9 の中央部分において 8 0 ～ 3 0 0 オングストローム程度の厚さとされ、この反強磁性層 2 は、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素と、Mn とを含む合金からなるものである。これらの合金からなる反強磁性層 2 は、耐熱性、耐食性に優れるという特徴を有している。

【 0 0 6 8 】

特に、前記反強磁性層 2 は、下記の組成式からなる合金であることが好ましい。

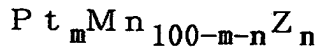


但し、X は、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os のうちの少なくとも 1 種以上の元素であり、組成比を示す m は、4 8 原子% ≤ m ≤ 6 0 原子% である。

より好ましい組成比を示す m は、 $48 \text{ 原子}\% \leq m \leq 58 \text{ 原子}\%$ である。

【0069】

更に、前記反強磁性層 2 は、下記の組成式からなる合金であっても良い。

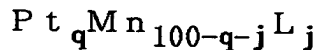


但し、 Z は、 Pd 、 Ir 、 Rh 、 Ru 、 Os のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素であり、組成比を示す m 、 n は、 $48 \text{ 原子}\% \leq m + n \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ である。

より好ましい組成比を示す m 、 n は、 $48 \text{ 原子}\% \leq m + n \leq 58 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ である。

【0070】

また、前記反強磁性層 2 は、下記の組成式からなる合金であってもよい。



但し、 L は、 Au 、 Ag 、 Cr 、 Ni 、 Ne 、 Ar 、 Xe 、 Kr のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素であり、組成比を示す q 、 j は、 $48 \text{ 原子}\% \leq q + j \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq j \leq 10 \text{ 原子}\%$ である。

また、より好ましい組成比を示す q 、 j は、 $48 \text{ 原子}\% \leq q + j \leq 58 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq j \leq 10 \text{ 原子}\%$ である。

【0071】

また、前記 PtMn 合金に代えて、 $X\text{-Mn}$ (ただし、 X は、 Pd 、 Ru 、 Ir 、 Rh 、 Os のうちから選択される 1 種の元素を示す。) の式で示される合金、あるいは、 $X' - \text{Pt} - \text{Mn}$ (ただし、 X' は、 Pd 、 Ru 、 Ir 、 Rh 、 Os 、 Au 、 Ag 、 Cr 、 Ni 、 Ar 、 Ne 、 Xe 、 Kr のうちから選択される 1 種または 2 種以上の元素を示す。) の式で示される合金で形成されていてもよい。ここで、前記 PtMn 合金および前記 $X\text{-Mn}$ の式で示される合金において、 Pt あるいは X が $37 \sim 63 \text{ 原子}\%$ の範囲であることが望ましい。より好ましくは、 $47 \sim 57 \text{ 原子}\%$ の範囲である。ここで、特に規定しない限り～で示す数値範囲の上限と下限は、以下、以上を意味する。

さらにまた、 $X' - \text{Pt} - \text{Mn}$ の式で示される合金において、 $X' + \text{Pt}$ が $37 \sim 63 \text{ 原子}\%$ の範囲であることが望ましい。より好ましくは、 $47 \sim 57 \text{ 原子}\%$

%の範囲である。さらに、前記 $X' - Pt - Mn$ の式で示される合金としては、 X' が0.2～10原子%の範囲であることが望ましい。

ただし、 X' がPd、Ru、Ir、Rh、Osの1種以上の場合は、 X' は0.2～40原子%の範囲であることが望ましい。

前記反強磁性層2として、上記した適正な組成範囲の合金を使用し、これをアニール処理することで、大きな交換結合磁界を発生する反強磁性層2を得ることができる。とくに、PtMn合金であれば、48kA/m以上、例えば、64kA/mを越える交換結合磁界を有し、前記交換結合磁界を失うブロッキング温度が380℃と極めて高い優れた反強磁性層2を得ることができる。

これらの合金は、成膜したままでは不規則系の面心立方構造（fcc：格子定数がa軸とc軸とで同じ値）であるが、熱処理により、CuAuIタイプの規則系の面心立方構造（fct：a軸/c軸≒0.9）に構造変態する。

【0072】

固定磁性層3は、図1，図2に示すように、第1の固定磁性層3Aと、前記第1の固定磁性層3Aに非磁性中間層3Bを介して形成され、前記第1の固定磁性層3Aの磁化方向と反平行に磁化方向が揃えられた第2の固定磁性層3Cとからなる。

第1および第2の固定磁性層3A，3Cは、強磁性体の薄膜からなり、例えば、Co、NiFe合金、CoNiFe合金、CoFe合金、CoNi合金などで形成され、この第1の固定磁性層3Aと第2の固定磁性層3Cとは同じ材質で形成され、しかも、第2の固定磁性層3Cの磁氣的膜厚 t_{P2} が、第1の固定磁性層3Aの磁氣的膜厚 t_{P1} よりも大きく形成されているために、第2の固定磁性層3Cの方が第1の固定磁性層3Aに比べ、磁気モーメントが大きくなっている。

また、第1の固定磁性層3Aおよび第2の固定磁性層3Cが異なる磁気モーメントを有することが望ましい。したがって、第1の固定磁性層3Aの膜厚 t_{P1} が第2の固定磁性層3Cの膜厚 t_{P2} より厚く形成されていてもよい。

【0073】

この第1の固定磁性層3Aは、反強磁性層2に接して形成され、磁場中アニー

ル（熱処理）を施すことにより、前記第 1 の固定磁性層 3 A と反強磁性層 2 との界面にて交換結合磁界（交換異方性磁界）が発生し、例えば図 1，図 2 に示すように、前記第 1 の固定磁性層 3 A の磁化が、図示 Y 方向、すなわち磁気記録媒体から離れる方向（ハイト方向）に固定される。前記第 1 の固定磁性層 3 A の磁化が、図示 Y 方向に固定されると、非磁性中間層 3 B を介して対向する第 2 の固定磁性層 3 C の磁化は、第 1 の固定磁性層 1 2 A の磁化と反平行の状態（フェリ状態）、つまり、図示 Y 方向と逆方向に固定される。

【 0 0 7 4 】

交換結合磁界が大きいほど、第 1 の固定磁性層 3 A の磁化と第 2 の固定磁性層 3 C の磁化を安定して反平行状態に保つことが可能であり、特に、反強磁性層 2 としてブロッキング温度が高く、しかも第 1 の固定磁性層 3 A との界面で大きい交換結合磁界（交換異方性磁界） H_{ex} を発生させる PtMn 合金等を使用することで、前記第 1 の固定磁性層 3 A および第 2 の固定磁性層 3 C の磁化状態を熱的にも安定して保つことができる。

【 0 0 7 5 】

本実施形態では、第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C との膜厚比を後述するように適正な範囲内に収めることによって、交換結合磁界（ H_{ex} ）を大きくでき、第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C との磁化を、熱的にも安定した反平行状態（フェリ状態）に保つことができ、しかも、 $\Delta R/R$ （抵抗変化率）を従来と同程度に確保することが可能である。さらに、後述するように、熱処理中の磁場の大きさおよびその方向を適正に制御することによって、第 1 の固定磁性層 3 A および第 2 の固定磁性層 3 C の磁化方向を、所望の方向に制御することが可能になる。

【 0 0 7 6 】

また、前記非磁性導電層 4 は、Cu（銅）等からなり、その膜厚は、20～25 オングストロームに設定される。

また、前記フリー磁性層 5 は、通常、10～50 オングストローム程度の厚さとされ、前記第 1，第 2 の固定磁性層 3 A，3 C と同様の材質などで形成されることが好ましい。

前記フリー磁性層 5 は、縦バイアス層 6 との交換結合磁界によって磁化され、図示 X 1 方向、すなわち固定磁性層 3 の磁化方向と交差する方向に磁化方向が揃えられている。

前記フリー磁性層 5 が前記バイアス層 6 により単磁区化されることによって、バルクハウゼンノイズの発生が防がれる。

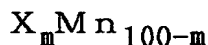
【0077】

前記縦バイアス層 6 は、前記反強磁性層 2 と同様に、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素と、Mn とを含む合金からなるものであり、磁場中熱処理により、フリー磁性層 5 との界面にて交換異方性磁界が発現されて、フリー磁性層 5 を一定の方向に磁化するものである。

そして、これらの合金からなるバイアス層 6 は、耐熱性、耐食性に優れるという特徴を有している。

【0078】

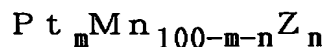
特に、前記縦バイアス層 6 は、下記の組成式からなる合金であることが好ましい。



但し、X は、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os のうちの少なくとも 1 種以上の元素であり、組成比を示す m は、 $52 \text{ 原子}\% \leq m \leq 60 \text{ 原子}\%$ である。

【0079】

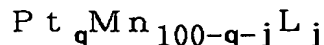
さらに、縦バイアス層 6 は、下記の組成式からなる合金であっても良い。



但し、Z は、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Ni のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素であり、組成比を示す m、n は、 $52 \text{ 原子}\% \leq m+n \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 10 \text{ 原子}\%$ である。

【0080】

また、縦バイアス層 6 は、下記の組成式からなる合金であってもよい。



但し、L は、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少な

くとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示す q 、 j は、 $52\text{原子}\% \leq q + j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ である。

【0081】

バックド層B1は、Cu等の金属材料や、非磁性導電材料からなり、Au、Ag、Cuからなる群から選択された材料から構成されることができ、例えばその膜厚が5～30オングストロームに設定される。

このバックド層B1の膜厚を設定することにより、フリー磁性層5と縦バイアス層6との交換結合による交換異方性磁界を適正な範囲に設定することが可能となる。同時に、フリー磁性層5の磁化方向を設定するための交換結合による交換異方性磁界を発生するための縦バイアス層6の膜厚を、フリー磁性層5の膜面内方向に対して略一定に設定することが可能となるため、フリー磁性層5を単磁区化しやすく、サイドリーディングを防止することができ、磁気記録密度の高密度化により一層対応することが可能となる。

また、このバックド層B1により、後述するように、磁気抵抗効果に寄与する＋スピン（上向きスピン：up spin）の電子における平均自由行程（mean free path）をのぼし、いわゆるスピフィルター効果（spin filter effect）によりスピバルブ型薄膜素子において、大きな $\Delta R/R$ （抵抗変化率）が得られ、高密度記録化に対応できるものとすることができる。

【0082】

前記バックド層B1の膜厚が、5～30オングストロームの範囲に設定されることができ、ここで、このバックド層B1の膜厚が、5オングストロームよりも薄い値に設定されると、フリー磁性層5と縦バイアス層6との交換結合による交換異方性磁界が強くなりすぎて、フリー磁性層5の磁化が強固に固定されてしまい、検出すべき外部磁界が印加された場合にも、フリー磁性層5の磁化方向が回転変化することができず、抵抗変化が起こらないため、検出感度が低下し、スピバルブ型薄膜磁気素子の再生出力特性が悪化するため、好ましくなく、さらに、後述するスピフィルター効果による抵抗変化率の向上を得ることができず好ましくない。

また、このバックド層B1の膜厚が、30オングストロームよりも厚い値に設

定されると、非磁性導電材料から構成されるバックド層B1にセンス電流が分流する割合が増加して、GMR効果を得るために必要な、フリー磁性層5と非磁性導電層6との界面付近を流れるセンス電流が減少する、つまり、シャントロスが増大するため、大きな $\Delta R/R$ （抵抗変化率）を得ることが難しくなるとともに、同時に、フリー磁性層5と縦バイアス層6との交換結合による交換異方性磁界が弱くなりすぎて、フリー磁性層5における磁区制御が困難になり、磁気記録媒体からの信号の処理が不正確になる不安定性（instability）の原因となるバルクハイゼンノイズ等が発生する可能性があり好ましくない。

保護層7は、Taからなり、その表面が、酸化された酸化層とされている。

【0083】

また、前記電極層8、8は、例えば、Au、W、Cr、Taなどで形成されることが好ましく、フリー磁性層5の膜面方向両側に位置されてなるか、または、少なくとも、フリー磁性層5、非磁性導電層4、固定磁性層3の膜面方向両側に位置されてなること、つまり、少なくとも、反強磁性層2、固定磁性層3、非磁性導電層4、フリー磁性層5、縦バイアス層6の積層された積層体9に対して膜厚方向積層体9の両側に位置されてなることができる。

ここで、電極層8は、図1に示すように、積層体9両端部のフリー磁性層5を含むその他の層を取り除いた後に形成してもよいが、その場合、フリー磁性層5の寸法（トラック幅方向の長さ）が短くなるために、フリー磁性層5のトラック幅方向の反磁界が増加してしまうので、以下の構造とすることもできる。

すなわち、図21に示すように、積層体9Aの両端部分を削除することなしに電極層8をバイアス層6の上に直接形成することも可能である。また、図20に示すように、フリー磁性層5を含むその他の層を取り除いた後に永久磁性膜6A、電極膜8の順で成膜し、永久磁性層6Aとフリー磁性層5との端部を磁氣的に直接接合させる構造とすることができる。また、図22に示すように、フリー磁性層5を含むその他の層を取り除いた後で、軟磁性膜6C、積層体9中央部の縦バイアス層6と同種の材料からなる第2のバイアス層6B、電極層8の順に成膜し、軟磁性膜6Cとフリー磁性層5との端部を磁氣的に直接結合させる構造も可能である。この場合には、第2の熱処理を軟磁性膜6C、第2のバイアス層6B

、電極層 8 の形成後にまとめておこなうことができる。また、図 2 3 に示すように、フリー磁性層 5 が基板 K に近い側に位置する、いわゆるトップスピバルブ構造の場合は、後述するように、図 6 に示す第 3 実施形態と同様に、積層体 1 9 ' の両端部を取り除く際に、フリー磁性層 1 5 の少なくとも一部を残しておき、つまり、例えば非磁性導電層 1 4 の一部を残しておき、その上に電極層 1 8 を成膜する構造とすることができる。

上記の、図 2 0、図 2 2、図 2 3 に示すような構造では、電極層 8、1 8 の下の部分では、積層体 9、1 9 ' の一部分が取り除かれ、GMR 積層体の基本構造をなしていないため、図 2 1 に示すような構造に比べ、サイドリーディングなどの問題を発生しにくい利点を有する。

さらに、図 2 1、図 2 3 に示すような構造とすることにより、フリー磁性層 5、1 5 は磁気的には図示 X 1 方向（トラック幅方向）に長い形状を保つことができ、この X 1 方向の反磁界が減少して X 1 方向の磁化をより安定させることができ、磁区の不安定性に基づく再生波形の不安定性がより一層生じにくい構造とすることができる。

図 2 1 に示す構造以外では、フリー磁性層 5 や非磁性導電層 4 に比べて抵抗値の高い反強磁性層 2 および縦バイアス層 6 を介さずに、電極層 8 からフリー磁性層 5 付近に直接センス電流を与える割合を向上することができる。これにより、GMR 効果において磁気抵抗変化率 ($\Delta R/R$) に寄与する、前記積層体 9 と電極層 8、8 との間の接続抵抗を低減することができ、スピバルブ型薄膜磁気素子の再生効率をより向上させることが可能となる。

【 0 0 8 4 】

前記電極層 8、8 は、電極下地層 8 a、8 a を介して形成されており、この電極下地層 8 a、8 a は、例えば T a からなり 5 0 オングストローム程度の膜厚とされる。

この電極下地層 8 a は、後工程のインダクティブヘッド（書込ヘッド）の製造プロセスでおこなう絶縁レジストの硬化工程（UV キュアまたはハードベーク）等で高温に曝される場合に、拡散バリアーとして機能し、電極層 8 および反強磁性層 2 や、周辺層との間で熱拡散がおこり、反強磁性層 2、電極層 8 等の特性が

劣化することを防止する。

【 0 0 8 5 】

図 1，図 2 に示す構造のスピバルブ型薄膜素子においては、電極層 8，8 から積層体 9 にセンス電流 J を与えられる。磁気記録媒体から図 1，図 2 に示す図示 Y 方向に磁界が与えられると、フリー磁性層 5 の磁化は、図示 X 1 方向から Y 方向に変動する。このときの非磁性導電層 1 3 とフリー磁性層 1 4 との界面で、いわゆる GMR 効果によってスピに依存した伝導電子の散乱が起こることにより、電気抵抗が変化し、記録媒体からの洩れ磁界が検出される。

【 0 0 8 6 】

ここで、バックド層 B 1 によって、磁気抵抗効果に寄与する + スピン（上向きスピン：up spin）の電子における平均自由行程（mean free path）をのぼし、いわゆるスピフィルター効果（spin filter effect）によりスピバルブ型薄膜素子において、大きな $\Delta R / R$ （抵抗変化率）が得られ、高密度記録化に対応できるものとすることができる。

【 0 0 8 7 】

以下、スピフィルター効果（spin filter effect）について説明する。

図 8 は、スピバルブ型薄膜素子においてバックド層によるスピフィルター効果への寄与を説明するための模式説明図であり、（a）は図 2 4 に示すバックド層のない構造例を示す模式図であり、（b）は図 1 に示すバックド層のある構造例を示す模式図である。

ここで、磁性材料で観測される巨大磁気抵抗 GMR 効果は、主として、電子の「スピに依存した散乱」によるもの、つまり、磁性材料、ここではフリー磁性層 1 4 の磁化方向に平行なスピン（例えば + スピン（上向きスピン：up spin））を持つ伝導電子の平均自由行程（mean free path： λ^+ ）と、磁性材料の磁化方向と逆平行なスピン（例えば - スピン（下向きスピン：down spin））を持つ伝導電子の平均自由行程（ λ^- ）との差を利用したものである。ここで、図においては、up spin を持つ伝導電子を上向き矢印で示し、down spin を持つ伝導電子を下向き矢印で示している。

【 0 0 8 8 】

電子がフリー磁性層 5 を通り抜けようとする際において、この電子がフリー磁性層 5 の磁化方向に平行な＋スピンを持てば自由に移動できるが、これと逆に、電磁が－スピンを持った場合には、直ちに散乱されてしまう。

これは、＋スピンを持つ電子の平均自由行程 λ^+ が、例えば、50 オングストローム程度であるのに対して、－スピンを持つ電子の平均自由行程 λ^- が6 オングストローム程度であり、10 分の1 程度と極端に小さいためである。

【0089】

本実施形態においては、フリー磁性層 5 の膜厚は、6 オングストローム程度である－スピン電子の平均自由行程 λ^- よりも大きく、50 オングストローム程度である＋スピン電子の平均自由行程 λ^+ よりも小さく設定されている。

したがって、このフリー磁性層 5 を通り抜けようとする際において、－スピン伝導電子（少数キャリア；minority carrier）は、このフリー磁性層 5 によって有効にブロックされ（すなわちフィルタ・アウトされ）るが、＋スピン伝導電子（多数キャリア；majority carrier）は、本質的に、このフリー磁性層 5 に対して透過的に移動する。

【0090】

第2の固定磁性層 3 C で発生する多数キャリアおよび少数キャリア、つまり、第2の固定磁性層 3 C の磁化方向に対応する＋スピン電子および－スピン電子は、フリー磁性層 5 に向かって移動し、電荷の移動、つまり、キャリアとなる。

これらのキャリアは、フリー磁性層 5 の磁化が回転するときに、それぞれ異なった状態で散乱する、つまり、フリー磁性層 5 における通過状態が、それぞれ異なっているために、上記の GMR をもたらすことになる。

【0091】

フリー磁性層 5 から第2の固定磁性層 3 C に向かって移動する電子も GMR に寄与するが、第2の固定磁性層 3 C からフリー磁性層 5 へ向かう電子と、フリー磁性層 5 から第2の固定磁性層 3 C へ向かう電子とを平均すると同じ方向に移動するので説明を省略する。また、非磁性導電層 4 で発生する電子は、＋スピン電子の数と－スピン電子の数とが等しいので、平均自由行程の和は変化せず、これも説明を割愛する。

【 0 0 9 2 】

第 2 の固定磁性層 3 C で発生し、非磁性導電層 4 を通過する少数キャリア、つまり、－スピン電子の数は、第 2 の固定磁性層 3 C と非磁性導電層 4 との界面で散乱した－スピン電子の数に等しい。この－スピン電子は、フリー磁性層 5 との界面に到達する遙か以前に非磁性導電層 4 と第 2 の固定磁性層 3 C との界面付近で散乱される。つまり、この－スピン電子はフリー磁性層 5 の磁化方向が回転しても、平均自由行程は変化せず、＋スピン電子の平均自由行程に比べて非常に短いままであり、GMR 効果となる抵抗変化率に寄与する抵抗値変化に影響しない。

したがって、GMR 効果には、＋スピン電子の挙動のみを考えればよい。

【 0 0 9 3 】

第 2 の固定磁性層 3 C で発生した多数キャリア、つまり、＋スピン電子は、この＋スピン電子の平均自由行程 λ^+ より短い非磁性導電層 4 中を移動し、フリー磁性層 5 に到達する。

フリー磁性層 5 に外部磁界が作用しておらず、フリー磁性層 5 の磁化方向が回転していない場合、多数キャリアは、この＋スピン電子がフリー磁性層 5 の磁化方向に平行な＋スピンを持っているため、このフリー磁性層 5 を自由に通過できる。

【 0 0 9 4 】

さらに、図 8 (b) に示すように、フリー磁性層 5 を通過した＋スピン電子は、バックド層 B 1 において、このバックド層 B 1 の材料で決定される追加平均自由行程 λ_b^+ を移動した後散乱する。これは、図 8 (a) に示すバックド層 B 1 が無い場合、＋スピン電子は、フリー磁性層 1 2 5 中を移動し、その上面において散乱してしまうが、これに比べて、バックド層 B 1 を設けた場合、追加平均自由行程 λ_b^+ 分だけ平均自由行程が延びたことを意味する。

したがって、比較的低い抵抗値（すなわち、長い平均自由行程）を有する導電材料を適用することにより、スピンバルブ型薄膜素子としての抵抗値は減少する。

【 0 0 9 5 】

一方、外部磁界を印加することにより、フリー磁性層 5 の磁化方向を回転すると、この磁性材料の磁化方向とスピンの向きが異なるため、+スピン電子がフリー磁性層 5 中で散乱することになり、有効平均自由行程が急激に減少する。つまり、抵抗値が増大する。

これにより、バックド層 B 1 が無い場合に比べて、 $\Delta R/R$ （抵抗変化率）の大きな GMR 効果を観測することができ、スピバルブ型薄膜素子の再生出力特性を向上することができる。

【0096】

次に、本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子の製造方法を説明する。

この製造方法は、スピバルブ型薄膜磁気素子における反強磁性層 2 および縦バイアス層 6 の位置によって、熱処理により発生する反強磁性層 2 および縦バイアス層 6 の交換異方性磁界の大きさが相違することを利用してなされたものであり、1 度目の熱処理で固定磁性層 3 の磁化方向を固定し、2 度目の熱処理でフリー磁性層 5 の磁化方向を揃えるものである。

【0097】

即ち、本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子の製造方法では、基板 K 上に、反強磁性層 2 と、固定磁性層 3 と、非磁性導電層 4 と、フリー磁性層 5 と、バックド層 B 1 と、縦バイアス層 6 と、保護層 7 とを順次積層して図 3 に示す積層膜 9' を形成したのち、前記積層膜 9' に磁気記録トラック幅 T_w 方向と直交する方向である第 1 の磁界を印加しつつ、第 1 の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層 2 および縦バイアス層 6 に交換異方性磁界を発生させて、前記固定磁性層 3 および前記フリー磁性層 5 の磁化を同一方向に固定するとともに、前記反強磁性層 2 の交換異方性磁界を前記縦バイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大とする。

【0098】

ついで、磁気記録トラック幅 T_w 方向に前記縦バイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きく前記反強磁性層 2 の交換異方性磁界よりも小さい第 2 の磁界を印加しつつ、前記第 1 の熱処理温度よりも高い第 2 の熱処理温度で熱処理し、前記フリー磁性層 5 に前記固定磁性層 3 の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与する。

【 0 0 9 9 】

次に、磁気記録トラック幅 T_w 寸法に対応して、積層膜 9' 上にリフトオフレジスト R を形成する。図 3 に示すように、このリフトオフレジスト R は、磁気記録トラック幅 T_w 方向（図中 X 1 方向）の幅寸法で平面視して積層膜 9' を覆うとともに、このリフトオフレジスト層 R には、その下面に切り込み部 R_a 、 R_a が形成されている。

次の工程では、図 4 に示すように、エッチングにより積層膜 9' の両側を反強磁性層 2 の下側の一部を残して削り込んで積層体 9 を形成し、さらにその後の工程では、図 4 に示すように、前記積層体 9 の両側に電極下地層 8 a、8 a、および、電極層 8、8 を成膜する。

【 0 1 0 0 】

本実施形態では、この電極層 8、8 の成膜の際に使用されるスパッタ法は、イオンビームスパッタ法、ロングスロースパッタ法、コリメーションスパッタ法のいずれかまたはそれらを組み合わせたスパッタ法であることが好ましい。またこのとき、図 4 に示すように、リフトオフレジスト R の表面には、電極下地層 8 a および電極層 8 と同じ組成の層 8 a'、8' が形成される。その後、リフトオフレジスト R を、レジスト剥離液を用いながらリフトオフによって除去して、これら層 8 a'、8' とともに除去すると、図 1 に示すスピバルブ型薄膜磁気素子が完成する。

【 0 1 0 1 】

次に、反強磁性層の熱処理温度と交換異方性磁界との関係について、図 1 6、図 1 8、図 1 9 を参照して詳しく説明する。

図 1 6 に示した ■ 印は、基板とフリー磁性層の間に反強磁性層を配置したボトム型シングルスピンバルブ薄膜磁気素子の交換異方性磁界の熱処理依存性を示し、図 1 6 に示した ◆ 印は、フリー磁性層よりも基板から離れた位置に反強磁性層を配置したトップ型シングルスピンバルブ薄膜磁気素子の交換異方性磁界の熱処理依存性を示す。

従って、◆ 印のトップ型シングルスピンバルブ薄膜磁気素子の反強磁性層は、■ 印のボトム型シングルスピンバルブ薄膜磁気素子の反強磁性層よりも、基板か

ら離れた位置に設けられていることになる。

【0102】

ここで、図16に示した◆印で示されるトップ型スピバルブ型薄膜磁気素子の例では、その具体的な構成が、図18に示すように、Si基板Kの上に、 Al_2O_3 (1000) からなる下地絶縁層200、Ta (50) からなる下地層210、NiFe合金 (70) およびCo (10) の2層からなるフリー磁性層5、Cu (30) からなる非磁性導電層4、Co (25) からなる固定磁性層3、Pt_{55.4}Mn_{44.6} (300) からなる反強磁性層2、Ta (50) からなる保護層220の順に形成されたものとされる。

【0103】

また、図16に示した■印で示されるボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子の例では、その具体的な構成が、図19に示すように、Si基板Kの上に、 Al_2O_3 (1000) からなる下地絶縁層200、Ta (30) からなる下地層210、Pt_{55.4}Mn_{44.6} (300) からなる反強磁性層2、Co (25) からなる固定磁性層3、Cu (26) からなる非磁性導電層4、Co (10) およびNiFe合金 (70) の2層からなるフリー磁性層5、Ta (50) からなる保護層220の順に形成されたものとされる。

なお、カッコ内は各層の厚さを示し、単位はオングストロームである。

【0104】

また、図16の◆印で示されるトップ型スピバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層2が固定磁性層3の上側に配置され、基板Kと反強磁性層2との間にフリー磁性層5、非磁性導電層4、固定磁性層3が挟まれて形成されている。

一方、図16の■印で示されるボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層2が固定磁性層3の下側に配置され、基板Kと反強磁性層2との間には、固定磁性層3、非磁性導電層4、フリー磁性層5が形成されていない。

【0105】

図16に示すように、■印で示すボトム型の反強磁性層2 (Pt_{55.4}Mn_{44.6}) の交換異方性磁界は、220℃ (493 K) を過ぎて上昇しはじめ、240℃ (513 K) を越えると56 kA/m程度になって一定となる。また、◆印で示

すトップ型の反強磁性層 2 ($\text{Pt}_{54.4}\text{Mn}_{45.6}$) の交換異方性磁界は、 240°C (513 K) を過ぎて上昇し、 260°C (533 K) を超えると 48 k A/m を越えて一定となる。

このように、基板に近い位置に配置された反強磁性層 2 (■印) は、基板 K より離れた位置に配置された反強磁性層 2 (◆印) と比較して、比較的低い熱処理温度で高い交換異方性磁界が得られることがわかる。

【0106】

本発明のスピナル型薄膜磁気素子の製造方法は、上述した反強磁性材料の性質を利用したものである。

すなわち、本発明のスピナル型薄膜磁気素子は、反強磁性層 2 と基板 K との距離が近い（または、固定磁性層の下に反強磁性層が配置された）ボトム型スピナル型薄膜磁気素子であり、この反強磁性層 2 に使用される合金と同様の合金によって形成された縦バイアス層 6 が反強磁性層 2 よりも基板 K から遠い位置に配置されている。

【0107】

したがって、例えば、図 3 に示す積層膜 9' に、第 1 の磁界を印加しつつ、第 1 の熱処理温度 ($220 \sim 240^{\circ}\text{C}$ ($493 \sim 513\text{ K}$)) でこの積層膜 9' を熱処理すると、反強磁性層 2 および縦バイアス層 6 に交換異方性磁界が生じ、固定磁性層 3 とフリー磁性層 5 の磁化方向が同一方向に固定される。また、反強磁性層 2 の交換異方性磁界は 48 k A/m 以上となり、縦バイアス層 6 の交換異方性磁界は 8 k A/m 以下となり、反強磁性層 2 の交換異方性磁界のほうが大きくなる。

次に、第 1 の磁界と直交する方向の第 2 の磁界を印加しつつ、第 2 の熱処理温度 ($250 \sim 270^{\circ}\text{C}$ ($523 \sim 543\text{ K}$)) で積層膜 9' を熱処理すると、縦バイアス層 6 の交換異方性磁界が 48 k A/m 以上となり、先の熱処理にて発生した縦バイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きくなる。したがって、フリー磁性層 5 の磁化方向は、第 1 の磁界に対して交差する方向となる。

【0108】

このとき、この第 2 の磁界を、先の熱処理にて発生した反強磁性層 2 の交換異

方性磁界よりも小さく設定しておけば、反強磁性層 2 に第 2 の磁界が印加されても、反強磁性層 2 の交換異方性磁界が劣化することがなく、固定磁性層 3 の磁化方向を固定したままにすることが可能になる。

このことにより、固定磁性層 3 の磁化方向とフリー磁性層 5 の磁化方向とを交差する方向にすることができる。

【0109】

ここで、第 1 の熱処理温度は、 $220^{\circ}\text{C} \sim 240^{\circ}\text{C}$ ($493\text{ K} \sim 513\text{ K}$) の範囲とすることが好ましい。第 1 の熱処理温度が 220°C (493 K) 未満であると、反強磁性層 2 の交換異方性磁界が 16 k A/m 以下となって、固定磁性層 3 の磁化が高くなり、固定磁性層 3 の磁化方向が 2 度目の熱処理によりフリー磁性層 5 の磁化方向と同一方向に磁化されてしまうので好ましくない。一方、第 1 の熱処理温度が 240°C (513 K) を越えると、縦バイアス層 6 の交換異方性磁界が大きくなって、フリー磁性層 5 の磁化が強い磁場をかけないと動きにくくなり、第 2 の熱処理時に前記フリー磁性層 5 の磁化方向を固定磁性層 3 の磁化方向に対して交差する方向に揃えられなくなるので好ましくない。また、第 1 の熱処理温度を $230^{\circ}\text{C} \sim 240^{\circ}\text{C}$ ($503\text{ K} \sim 513\text{ K}$) の範囲とすれば、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を 32 k A/m 以上とすることができ、固定磁性層 3 の交換異方性磁界を大きくすることができるのでより好ましい。

【0110】

また、第 2 の熱処理温度は、 $250^{\circ}\text{C} \sim 270^{\circ}\text{C}$ ($523\text{ K} \sim 543\text{ K}$) の範囲とすることが好ましい。第 2 の熱処理温度が 250°C (523 K) 未満であると、縦バイアス層 6 の交換異方性磁界を 32 k A/m 以上にすることができなくなって、フリー磁性層 5 の縦バイアス磁界を大きくすることができなくなるので好ましくない。また、第 1 の熱処理にて固定したフリー磁性層 5 の磁化方向を、固定磁性層 3 の磁化方向と交差する方向に揃えることができないので好ましくない。一方、第 2 の熱処理温度が 270°C (543 K) を越えても、もはや縦バイアス層 6 の交換異方性磁界は一定となって増大せず、層界面での熱拡散などによる磁気的特性の劣化により磁気抵抗効果の減少を引き起こすので好ましくない。

【 0 1 1 1 】

図 1 7 は、 $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m}$ 合金の交換異方性磁界の Pt 濃度 (m) 依存性を示すグラフである。

この図 1 7 から示唆されるように、反強磁性層 2 と縦バイアス層 6 の組成を適宜異なった組成に調整することにより、第 1 の熱処理後で得られる反強磁性層 6 の交換異方性磁界をより大きく、かつ第 1 の熱処理後に縦バイアス層 6 に交換異方性磁界がほとんど発生しないような第 2 の熱処理にとって好ましい状態とすることもできる。

【 0 1 1 2 】

次に、熱処理温度が 245°C (518 K) または 270°C (543 K) である場合における反強磁性層の組成と交換異方性磁界との関係について図 1 7 を参照して詳しく説明する。

図 1 7 において、図示 Δ 印及び \blacktriangle 印は、フリー磁性層よりも基板から離れた位置に反強磁性層を配置した（または、固定磁性層の上に反強磁性層が配置された）トップ型シングルスピンバルブ薄膜磁気素子の反強磁性層の組成と交換異方性磁界との関係を示すものであり、図示 Δ 印は 270°C (543 K)、図示 \blacktriangle 印は 245°C (518 K) で熱処理したものである。

また、図 1 7 において、図示 \circ 印及び \bullet 印は、基板とフリー磁性層の間に反強磁性層を配置した（または、固定磁性層の下に反強磁性層が配置された）ボトム型シングルスピンバルブ薄膜磁気素子の反強磁性層の組成と交換異方性磁界との関係を示すものであり、図示 \circ 印は 270°C 、図示 \bullet 印は 245°C (518 K) で熱処理したものである。

【 0 1 1 3 】

具体的には、 Δ 印及び \blacktriangle 印で示したトップ型スピバルブ型薄膜磁気素子の例は、図 1 8 に示すように、 Si 基板 K の上に、 Al_2O_3 (1000) からなる下地絶縁層 200、 Ta (50) からなる下地層 210、 NiFe 合金 (70) および Co (10) の 2 層からなるフリー磁性層 5、 Cu (30) からなる非磁性導電層 4、 Co (25) からなる固定磁性層 3、 Pt_mMn_t (300) からなる反強磁性層 2、 Ta (50) からなる保護層 220 の順に形成された構成のもの

とされる。

【0114】

一方、○印及び●印で示したボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子の例は、図19に示すように、Si基板Kの上に、 Al_2O_3 (1000) からなる下地絶縁層200、Ta (30) からなる下地層210、 Pt_mMn_t (300) からなる反強磁性層2、Co (25) からなる固定磁性層3、Cu (26) からなる非磁性導電層4、Co (10) およびNiFe合金 (70) の2層からなるフリー磁性層5、Ta (50) からなる保護層220の順に形成された構成のものとされる。

なお、カッコ内は、各層の厚さを示し、単位はオングストロームである。

【0115】

本実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子の製造方法では、図17に示すボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子およびトップ型スピバルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層の性質の相違を利用している。

すなわち、ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子である本実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、基板Kから近い反強磁性層2に使用される合金の組成範囲は、図17に示すボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層と同様とすることが好ましく、基板Kから遠い縦バイアス層6に使用される合金の組成範囲は、図17に示すトップ型スピバルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層と同様とすることが好ましい。

【0116】

また、図17から明らかなように、ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層、ここでは前記反強磁性層2を X_mMn_{100-m} (但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素) からなる合金としたときは、組成比を示すmが、 $48\text{原子}\% \leq m \leq 60\text{原子}\%$ であることが好ましい。

mが48原子%未満または60原子%以上を越えると、熱処理温度270℃ (543 K) の第2の熱処理を行っても、 X_mMn_{100-m} の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向

交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0117】

また、 m のより好ましい範囲は、 $48\text{原子}\% \leq m \leq 58\text{原子}\%$ である。

m が $48\text{原子}\%$ 未満または $58\text{原子}\%$ 以上を越えると、熱処理温度 245°C (518K)の第1の熱処理を行っても、 $\text{X}_m\text{Mn}_{100-m}$ の結晶格子が $\text{L}1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界（交換異方性磁界）を示さなくなるので好ましくない。

【0118】

また、ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層、すなわち前記反強磁性層2を $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ （但し、 Z は、 Pd 、 Ir 、 Rh 、 Ru 、 Os のうちの少なくとも1種または2種以上の元素）としたとき、組成比を示す m 、 n は、 $48\text{原子}\% \leq m+n \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ であることが好ましい。

$m+n$ が $48\text{原子}\%$ 未満または $60\text{原子}\%$ を越えると、熱処理温度 270°C (543K)の第2の熱処理を行っても、 $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ の結晶格子が $\text{L}1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 n が $0.2\text{原子}\%$ 未満であると、反強磁性層の結晶格子の規則化の促進効果、すなわち、交換異方性磁界を大きくする効果が十分に現れないので好ましくなく、 n が $40\text{原子}\%$ を越えると、逆に交換異方性磁界が減少するので好ましくない。

【0119】

また、 $m+n$ のより好ましい範囲は、 $48\text{原子}\% \leq m+n \leq 58\text{原子}\%$ である。

$m+n$ が $48\text{原子}\%$ 未満または $58\text{原子}\%$ を越えると、熱処理温度 245°C (518K)の第1の熱処理を行っても、 $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ の結晶格子が $\text{L}1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0120】

また、ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層、すなわち前記反強磁性層 2 を $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ (但し、L は、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素) としたとき、組成比を示す q 、 j は、 $48\text{原子}\% \leq q + j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ であることが好ましい。

$q + j$ が $48\text{原子}\%$ 未満または $60\text{原子}\%$ を越えると、熱処理温度 270°C (543K) の第 2 の熱処理を行っても、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 j が $0.2\text{原子}\%$ 未満であると、元素 L の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 j が $10\text{原子}\%$ を越えると、一方向性交換異方性磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0121】

また、 $q + j$ のより好ましい範囲は、 $48\text{原子}\% \leq q + j \leq 58\text{原子}\%$ である。

$q + j$ が $48\text{原子}\%$ 未満または $58\text{原子}\%$ を越えると、熱処理温度 245°C (518K) の第 1 の熱処理を行っても、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0122】

図 17 から明らかなように、トップ型スピバルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層、ここでは前記縦バイアス層 6 を X_mMn_{100-m} (但し、X は、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os のうちの少なくとも 1 種以上の元素) からなる合金としたときは、組成比を示す m が、 $52\text{原子}\% \leq m \leq 60\text{原子}\%$ であることが好ましい。

m が $52\text{原子}\%$ 未満または $60\text{原子}\%$ を越えると、熱処理温度 270°C の第 2 の熱処理を行っても、 X_mMn_{100-m} の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0123】

また、トップ型スピバルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層、すなわち前記縦バ
 イアス層6を $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ （但し、Zは、Pd、Ir、Rh、Ru、O
 sのうちの少なくとも1種または2種以上の元素）としたとき、組成比を示すm
 、nは、 $52\text{原子}\% \leq m+n \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ であ
 ることが好ましい。

m+nが52原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度270℃（
 543K）の第2の熱処理を行っても、 $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子がL1
 0型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、
 一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、nが0.2原子%未満であると、反強磁性層の結晶格子の規則化の促進
 効果、すなわち、交換異方性磁界を大きくする効果が十分に現れないので好まし
 くなく、nが40原子%を越えると、逆に交換異方性磁界が減少するので好まし
 くない。

【0124】

また、トップ型スピバルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層、すなわち前記縦バ
 イアス層6を $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ （但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、N
 e、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素）としたと
 き、組成比を示すq、jは、 $52\text{原子}\% \leq q+j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq$
 $j \leq 10\text{原子}\%$ であることが好ましい。

q+jが52原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度270℃（
 543K）の第2の熱処理を行っても、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子がL1
 0型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、
 一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、jが0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合
 磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、jが10原子%を越えると
 、一方向性交換異方性磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0125】

また、図18から明らかなように、ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子の反

強磁性層ここでは前記反強磁性層2、およびトップ型スピバルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層ここでは前記縦バイアス層6が X_mMn_{100-m} （但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素）からなる合金としたとき、前記反強磁性層および前記バイアス層の組成比を示すmが、 $52\text{原子}\% \leq m \leq 58\text{原子}\%$ であることが好ましい。

【0126】

mが52原子%未満であると、熱処理温度270℃（543K）の第2の熱処理を行っても、前記バイアス層6を構成する X_mMn_{100-m} の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、mが58原子%を越えると、熱処理温度245℃（518K）の第1の熱処理を行っても前記反強磁性層2を構成する X_mMn_{100-m} の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0127】

また、前記反強磁性層2および前記縦バイアス層6が、 X_mMn_{100-m} からなる合金としたとき、反強磁性層2および縦バイアス層6の組成比を示すmが、 $52\text{原子}\% \leq m \leq 56.5\text{原子}\%$ であることがより好ましい。

mが52原子%未満であると、熱処理温度270℃（543K）の第2の熱処理を行っても、縦バイアス層6を構成する X_mMn_{100-m} の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、mが56.5原子%を越えると、熱処理温度245℃（518K）の第1の熱処理を行った場合に、反強磁性層2による交換異方性磁界がバイアス層6による交換異方性磁界よりも大きくなるがその差は小さく、熱処理温度270℃（543K）の第2の熱処理の際に、固定磁性層3がフリー磁性層5の磁化と同一の方向に磁化されたり、第2の熱処理の際にフリー磁性層5の磁化方向と固定磁性層3の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。

【0128】

また、前記反強磁性層 2 および縦バイアス層 6 が、 $X_m Mn_{100-m}$ からなる合金としたとき、反強磁性層 2 および縦バイアス層 6 の組成比を示す m が、 $52 \text{ 原子} \% \leq m \leq 55.2 \text{ 原子} \%$ であることが最も好ましい。

m が $52 \text{ 原子} \%$ 未満であると、熱処理温度 270°C (543 K) の第 2 の熱処理を行っても、縦バイアス層 6 を構成する $X_m Mn_{100-m}$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 m が $55.2 \text{ 原子} \%$ を越えると、熱処理温度 245°C (518 K) の第 1 の熱処理を行った場合に、反強磁性層 2 の交換結合磁界が縦バイアス層 6 の交換結合磁界よりも大きくなるがその差は小さく、熱処理温度 270°C (543 K) の第 2 の熱処理の際に、固定磁性層 3 がフリー磁性層 5 の磁化と同一の方向に磁化されたり、第 2 の熱処理の際に、フリー磁性層 5 の磁化方向と固定磁性層 3 の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。

【0129】

従って、反強磁性層 2 および縦バイアス層 6 の上記組成比が $52 \text{ 原子} \% \leq m \leq 55.2 \text{ 原子} \%$ であれば、第 1 の熱処理時に反強磁性層 2 の交換異方性磁界が縦バイアス層 6 の交換結合磁界よりもより大きくなり、第 2 の熱処理を行った後も反強磁性層 2 と縦バイアス層 6 の交換結合磁界の差が大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層 3 の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層 5 の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

【0130】

また、反強磁性層 2 および縦バイアス層 6 が、 $Pt_m Mn_{100-m-n} Z_n$ (但し、 Z は、 Pd 、 Ir 、 Rh 、 Ru 、 Os のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素) としたとき、組成比を示す m 、 n は、 $52 \text{ 原子} \% \leq m+n \leq 58 \text{ 原子} \%$ 、 $0.2 \text{ 原子} \% \leq n \leq 40 \text{ 原子} \%$ であることが好ましい。

【0131】

$m+n$ が $52 \text{ 原子} \%$ 未満であると、熱処理温度 270°C (543 K) の第 2 の熱処理を行っても、前記縦バイアス層 6 を構成する $Pt_m Mn_{100-m-n} Z_n$ の結晶

格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 $m+n$ が 58 原子% を越えると、熱処理温度 245°C (518 K) の第 1 の熱処理を行っても、前記反強磁性層 2 を構成する $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 n が 0.2 原子% 未満であると、元素 Z の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 n が 40 原子% を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0132】

また、前記反強磁性層 2 および縦バイアス層 6 が、 $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ からなる合金としたとき、組成比を示す m 、 n が、 $52\text{ 原子}\% \leq m+n \leq 56.5\text{ 原子}\%$ 、 $0.2\text{ 原子}\% \leq n \leq 40\text{ 原子}\%$ であることがより好ましい。

【0133】

$m+n$ が 52 原子% 未満であると、熱処理温度 270°C (543 K) の第 2 の熱処理を行っても、 $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 $m+n$ が 56.5 原子% を越えると、熱処理温度 245°C (518 K) の第 1 の熱処理を行った場合に、反強磁性層 2 による交換異方性磁界が縦バイアス層 6 による交換異方性磁界よりも大きくなるがその差は小さく、熱処理温度 270°C (543 K) の第 2 の熱処理の際に、固定磁性層 3 がフリー磁性層 5 の磁化と同一の方向に磁化されたり、第 2 の熱処理の際に、フリー磁性層 5 の磁化方向と固定磁性層 3 の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。

また、 n が 0.2 原子% 未満であると、元素 Z の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 n が 40 原子% を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0134】

更に、前記反強磁性層 2 および縦バイアス層 6 が、 $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ から

なる合金としたとき、組成比を示す m 、 n が、 $52 \text{ 原子}\% \leq m+n \leq 55$ 、 $2 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ であることがより好ましい。

【0135】

m が $52 \text{ 原子}\%$ 未満であると、熱処理温度 270°C (543 K) の第2の熱処理を行っても、縦バイアス層6を構成する $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ の結晶格子が L_{10} 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 $m+n$ が $55.2 \text{ 原子}\%$ を越えると、熱処理温度 245°C (518 K) の第1の熱処理を行った場合に、反強磁性層2の交換結合磁界が縦バイアス層6の交換結合磁界よりも大きくなるがその差は小さく、熱処理温度 270°C (543 K) の第2の熱処理の際に、固定磁性層3がフリー磁性層5の磁化と同一の方向に磁化されたり、第2の熱処理の際に、フリー磁性層5の磁化方向と固定磁性層3の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。

また、 n が $0.2 \text{ 原子}\%$ 未満であると、元素Zの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 n が $40 \text{ 原子}\%$ を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0136】

従って、反強磁性層2および縦バイアス層6の上記組成比が $52 \text{ 原子}\% \leq m+n \leq 55.2 \text{ 原子}\%$ であり、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ であれば、第1の熱処理時に反強磁性層2の交換異方性磁界が縦バイアス層6の交換結合磁界よりもより大きくなり、第2の熱処理を行った後も反強磁性層2と縦バイアス層6の交換結合磁界の差が大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層3の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

【0137】

また、反強磁性層2および縦バイアス層6が、 $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ (但し、 L は、 Au 、 Ag 、 Cr 、 Ni 、 Ne 、 Ar 、 Xe 、 Kr のうちの少なくとも1種または2種以上の元素) としたとき、組成比を示す q 、 j は、 $52 \text{ 原子}\% \leq q+j \leq 58 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq j \leq 10 \text{ 原子}\%$ であることが好ましい。

【 0 1 3 8 】

$q + j$ が 5 2 原子%未満であると、熱処理温度 2 7 0 °C (5 4 3 K) の第 2 の熱処理を行っても、前記縦バイアス層 6 を構成する $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 $q + j$ が 5 8 原子%を越えると、熱処理温度 2 4 5 °C (5 1 8 K) の第 1 の熱処理を行っても、前記反強磁性層 2 を構成する $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 j が 0 . 2 原子%未満であると、元素 L の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 j が 1 0 原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【 0 1 3 9 】

また、前記反強磁性層 2 および縦バイアス層 6 が、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ からなる合金としたとき、組成比を示す q 、 j が、 $52 \text{ 原子}\% \leq q + j \leq 56.5 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq j \leq 10 \text{ 原子}\%$ であることがより好ましい。

【 0 1 4 0 】

$q + j$ が 5 2 原子%未満であると、熱処理温度 2 7 0 °C (5 4 3 K) の第 2 の熱処理を行っても、前記縦バイアス層 6 を構成する $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 $q + j$ が 5 6 . 5 原子%を越えると、熱処理温度 2 4 5 °C (5 1 8 K) の第 1 の熱処理を行った場合に、反強磁性層 2 による交換異方性磁界が縦バイアス層 6 による交換異方性磁界よりも大きくなるがその差は小さく、熱処理温度 2 7 0 °C (5 4 3 K) の第 2 の熱処理の際に、固定磁性層 3 がフリー磁性層 5 の磁化と同一の方向に磁化されたり、第 2 の熱処理の際に、フリー磁性層 5 の磁化方向と固定磁性層 3 の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。

また、 j が 0 . 2 原子%未満であると、元素 L の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 j が 1 0 原子%を越えると

、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0141】

更に、前記反強磁性層2および縦バイアス層6が、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ からなる合金としたとき、組成比を示す q 、 j が、 $52\text{原子}\% \leq q + j \leq 55.2\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ であることがより好ましい。

【0142】

q が52原子%未満であると、熱処理温度270℃(543K)の第2の熱処理を行っても、縦バイアス層6を構成する $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が L_{10} 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 $q + j$ が55.2原子%を越えると、熱処理温度245℃(518K)の第1の熱処理を行った場合に、反強磁性層2の交換結合磁界が縦バイアス層6の交換結合磁界よりも大きくなるがその差は小さく、熱処理温度270℃の第2の熱処理の際に、固定磁性層3がフリー磁性層5の磁化と同一の方向に磁化されたり、第2の熱処理の際に、フリー磁性層5の磁化方向と固定磁性層3の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。

また、 j が0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 j が10原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0143】

従って、反強磁性層2およびバイアス層6の上記組成比が $52\text{原子}\% \leq q + j \leq 55.2\text{原子}\%$ であり、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ であれば、第1の熱処理時に反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換結合磁界よりもより大きくなり、第2の熱処理を行った後も反強磁性層2とバイアス層6の交換結合磁界の差が大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層3の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

【0144】

また、ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層ここでは前記反強磁

性層 2 の組成と、トップ型スピバルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層ここでは前記縦バイアス層 6 の組成を異ならしめ、例えば反強磁性層 2 の Mn 濃度を縦バイアス層 6 の Mn 濃度よりも多くすることにより、第 1 の熱処理後の両者の交換結合磁界の差をより顕著にでき、第 2 の熱処理後にフリー磁性層 5 と固定磁性層 3 の磁化をより確実に直交状態とすることが可能となる。

また、第 2 の熱処理後の Mn 濃度を異ならしめた反強磁性層 2 と縦バイアス層 6 の両者の交換異方性磁界の差を、さらに顕著にすることができ、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層 3 の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層 5 の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

【0 1 4 5】

すなわち、縦バイアス層 6 を、 $X_m Mn_{100-m}$ (X が、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os のうちの少なくとも 1 種以上の元素、組成比を示す m が $52 \text{ 原子}\% \leq m \leq 60 \text{ 原子}\%$) からなる合金とし、反強磁性層 2 を、 $X_m Mn_{100-m}$ (X が、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os のうちの少なくとも 1 種以上の元素、組成比を示す m が、 $48 \text{ 原子}\% \leq m \leq 58 \text{ 原子}\%$) からなる合金とすることが好ましい。

【0 1 4 6】

縦バイアス層 6 の組成を示す m が、 $52 \text{ 原子}\%$ 未満若しくは $60 \text{ 原子}\%$ を越えると、図 1 7 に示すように、熱処理温度 270°C (543 K) の第 2 の熱処理を行っても、縦バイアス層 6 を構成する $X_m Mn_{100-m}$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、反強磁性層 2 の組成を示す m が、 $48 \text{ 原子}\%$ 未満若しくは $58 \text{ 原子}\%$ を越えると、熱処理温度 245°C の第 1 の熱処理を行っても反強磁性層 2 を構成する $X_m Mn_{100-m}$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0 1 4 7】

よって、第 1 の熱処理温度 245°C (518 K) の第 1 の熱処理を行った後に

、反強磁性層 2 の交換異方性磁界が縦バイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きく、かつ第 2 の熱処理温度が 270℃ (543 K) の第 2 の熱処理を行った後にも、反強磁性層 2 の交換異方性磁界が縦バイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層 2 の組成比 ($52 \text{ 原子}\% \leq m \leq 60 \text{ 原子}\%$) と縦バイアス層 6 の組成比 ($48 \text{ 原子}\% \leq m \leq 58 \text{ 原子}\%$) の範囲の中から各々の組成比を異ならせて選択すればよい。

【0148】

このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層 2 と縦バイアス層 6 を同一組成で形成した場合よりも、第 1 の熱処理時および第 2 の熱処理時における各々の反強磁性層 2 の交換結合磁界と縦バイアス層 6 の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。

【0149】

また、第 1 の熱処理の際に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を縦バイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きくでき、第 2 の熱処理の際に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層 3 の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層 5 と固定磁性層 3 の磁化方向を交差させることができる。

さらに、第 2 の熱処理後に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を縦バイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きくでき、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層 3 の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層 5 の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

【0150】

反強磁性層 2 と縦バイアス層 6 の好ましい別の組み合わせは、バイアス層 6 を、 $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ (Z が、Pd、Ir、Rh、Ru、Os のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素、組成比を示す m、n が、 $52 \text{ 原子}\% \leq m+n \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$) からなる合金とし、反強磁性層 2 を、 $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ (但し、Z は、Pd、Ir、Rh、Ru、Os のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素、組成比を示す m、n は、 $48 \text{ 原子}\% \leq$

$m + n \leq 58$ 原子%、 0.2 原子% $\leq n \leq 40$ 原子%) からなる合金とすることが好ましい。

【0151】

縦バイアス層 6 の組成を示す $m + n$ が 52 原子% 未満若しくは 60 原子% を越えると、熱処理温度 270°C の第 2 の熱処理を行っても、縦バイアス層 6 を構成する $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ の結晶格子が $\text{L}1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、縦バイアス層 6 の組成を示す n が 0.2 原子% 未満であると、元素 Z の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 n が 40 原子% を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0152】

また、反強磁性層 2 の組成を示す $m + n$ が 48 原子% 未満若しくは 58 原子% を越えると、熱処理温度 245°C (518K) の第 1 の熱処理を行っても、反強磁性層 2 を構成する $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ の結晶格子が $\text{L}1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、反強磁性層 2 の組成を示す n が 0.2 原子% 未満であると、元素 Z の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 n が 40 原子% を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0153】

よって、第 1 の熱処理温度 245°C (518K) の第 1 の熱処理を行った後に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界が縦バイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きく、かつ第 2 の熱処理温度が 270°C (543K) の第 2 の熱処理を行った後にも、反強磁性層 2 の交換異方性磁界が縦バイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層 2 の組成比 (48 原子% $\leq m + n \leq 58$ 原子%) と縦バイアス層 6 の組成比 (52 原子% $\leq m + n \leq 60$ 原子%) の範囲の中から各

々の組成比を異ならせて選択すればよい。

【0154】

このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層2と縦バイアス層6を同一組成で形成した場合よりも、第1の熱処理時および第2の熱処理時における各々の反強磁性層2の交換結合磁界と縦バイアス層6の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。

【0155】

また、第1の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界を縦バイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくでき、第2の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層5と固定磁性層3の磁化方向を交差させることができる。

さらに、第2の熱処理後に、反強磁性層2の交換異方性磁界を縦バイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくでき、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層3の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

【0156】

反強磁性層2と縦バイアス層6の好ましい別の組み合わせは、縦バイアス層6を、 $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ （但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素、組成比を示すq、jが、 $52\text{原子}\% \leq q+j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ ）からなる合金とし、反強磁性層2を、 $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ （但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素、組成比を示すq、jが、 $48\text{原子}\% \leq q+j \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ ）からなる合金とすることが好ましい。

【0157】

縦バイアス層6の組成を示すq+jが、52原子%未満若しくは60原子%を越えると、熱処理温度270℃（543K）の第2の熱処理を行っても、縦バイ

アス層 6 を構成する $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、縦バイアス層 6 の組成を示す j が、0.2 原子%未満であると、元素 L の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 j が 10 原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0158】

また、反強磁性層 2 の組成を示す $q + j$ が、48 原子%未満若しくは 58 原子%を越えると、熱処理温度 245°C (518 K) の第 1 の熱処理を行っても、反強磁性層 2 を構成する $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、反強磁性層 2 の組成を示す j が、0.2 原子%未満であると、元素 L の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 j が 10 原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0159】

よって、第 1 の熱処理温度 245°C (518 K) の第 1 の熱処理を行った後に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界が縦バイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きく、かつ第 2 の熱処理温度が 270°C (543 K) の第 2 の熱処理を行った後にも、反強磁性層 2 の交換異方性磁界が縦バイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層 2 の組成比 ($48\text{ 原子}\% \leq q + j \leq 58\text{ 原子}\%$) と縦バイアス層 6 の組成比 ($52\text{ 原子}\% \leq q + j \leq 60\text{ 原子}\%$) の範囲の中から各々の組成比を異ならせて選択すればよい。

【0160】

このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層 2 と縦バイアス層 6 を同一組成で形成した場合よりも、第 1 の熱処理時および第 2 の熱処理時における各々の反強磁性層 2 の交換結合磁界と縦

バイアス層 6 の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。

【 0 1 6 1 】

また、第 1 の熱処理の際に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を縦バイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きくでき、第 2 の熱処理の際に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層 3 の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層 5 と固定磁性層 3 の磁化方向を交差させることができる。

さらに、第 2 の熱処理後に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を縦バイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きくでき、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層 3 の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層 5 の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

【 0 1 6 2 】

次に、本実施形態のように、シンセティックフェリピンド型 (synthetic-ferr i-pinned spin-valves) とされた第 1 の固定磁性層 3 A および第 2 の固定磁性層 3 C における、これらの膜厚および反強磁性層 2 に対する第 1 の熱処理に対する条件について説明する。

【 0 1 6 3 】

ところで図 2 に示す第 1 の固定磁性層 3 A および第 2 の固定磁性層 3 C に示されている矢印は、それぞれの磁気モーメントの大きさおよびその方向を表しており、前記磁気モーメントの大きさは、飽和磁化 (M_s) と膜厚 (t) とをかけた値で決定される。

図 2 に示す第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C とは、同じ材質、例えば Co 膜、Ni Fe 合金、Co Ni Fe 合金、Co Fe 合金で形成され、しかも第 2 の固定磁性層 3 C の膜厚 t_{P_2} が、第 1 の固定磁性層 3 A の膜厚 t_{P_1} よりも大きく形成されているために、第 2 の固定磁性層 3 C の方が第 1 の固定磁性層 3 A に比べ磁気モーメントが大きくなっている。なお、本実施形態では、第 1 の固定磁性層 3 A および第 2 の固定磁性層 3 C が異なる磁気モーメントを有することを必要としており、従って、第 1 の固定磁性層 3 A の膜厚 t_{P_1} が第 2 の固

定磁性層 3 C の膜厚 t_{P_2} より厚く形成されていてもよい。

【0164】

図 2 に示すように第 1 の固定磁性層 3 A は図示 Y 方向、すなわち記録媒体から離れる方向（ハイト方向；素子高さ方向）に磁化されており、非磁性中間層 3 B を介して対向する第 2 の固定磁性層 3 C の磁化は前記第 1 の固定磁性層 3 A の磁化方向と反平行、つまり図示 Y 方向と逆方向に磁化されている。

第 1 の固定磁性層 3 A は、反強磁性層 2 に接して形成され、磁場中アニール（熱処理）を施すことにより、前記第 1 の固定磁性層 3 A と反強磁性層 2 との界面にて交換結合磁界（交換異方性磁界）が発生し、前記第 1 の固定磁性層 3 A の磁化が、図示 Y 方向に固定される。前記第 1 の固定磁性層 3 A の磁化が、図示 Y 方向に固定されると、非磁性中間層 3 B を介して対向する第 2 の固定磁性層 3 C の磁化は、第 1 の固定磁性層 3 A の磁化と反平行の状態に固定される。

【0165】

本実施形態では、前記第 1 の固定磁性層 3 A の膜厚 t_{P_1} と、第 2 の固定磁性層 3 C の膜厚比 t_{P_2} を適正化しており、（第 1 の固定磁性層の膜厚 t_{P_1} ）／（第 2 の固定磁性層の膜厚 t_{P_2} ）は、0.33～0.95、あるいは 1.05～4 の範囲内であることが好ましい。この範囲内であれば交換結合磁界を大きくできるが、上記範囲内においても第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C との膜厚自体が厚くなると、交換結合磁界は低下する傾向にあるため、本発明では、第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C の膜厚を適正化している。

この第 1 の固定磁性層 3 A の膜厚 t_{P_1} および第 2 の固定磁性層 3 C の膜厚 t_{P_2} は、10～70 オングストロームの範囲内で、かつ第 1 の固定磁性層 3 A の膜厚 t_{P_1} から第 2 の固定磁性層 3 C の膜厚 t_{P_2} を引いた絶対値が 2 オングストローム以上であることが好ましい。

【0166】

上記範囲内で適正に膜厚比、および膜厚を調節すれば、少なくとも 4 kA/m 以上の交換結合磁界（ H_{ex} ）を得ることが可能である。ここで交換結合磁界とは、最大 $\Delta R/R$ （抵抗変化率）の半分の $\Delta R/R$ となるとき外部磁界の大きさのことであり、前記交換結合磁界（ H_{ex} ）は、反強磁性層 2 と第 1 の固定磁

性層 3 A との界面で発生する交換結合磁界（交換異方性磁界）や第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C との間で発生する交換結合磁界（R K K Y 相互作用）などのすべての磁界を含めた総合的なものである。

【 0 1 6 7 】

また本実施形態では、前記（第 1 の固定磁性層の膜厚 $t P_1$ ）／（第 2 の固定磁性層の膜厚 $t P_2$ ）は、0.53～0.95、あるいは 1.05～1.8 の範囲内であることがより好ましい。また上記範囲内であって、第 1 の固定磁性層 3 A の膜厚 $t P_1$ と第 2 の固定磁性層 3 C の膜厚 $t P_2$ とはともに 10～50 オングストロームの範囲内であり、しかも第 1 の固定磁性層 3 A の膜厚 $t P_1$ から第 2 の固定磁性層 3 C の膜厚 $t P_2$ を引いた絶対値は 2 オングストローム以上であることが好ましい。上記範囲内で、第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C の膜厚比、および第 1 の固定磁性層 3 A の膜厚 $t P_1$ と第 2 の固定磁性層 3 C の膜厚 $t P_2$ を適正に調節すれば、少なくとも 80 kA/m 以上の交換結合磁界を得ることが可能である。

また上記範囲内の、膜厚比および膜厚であれば交換結合磁界（ H_{ex} ）を大きくできると同時に、 $\Delta R/R$ （抵抗変化率）も高くすることが可能である。

【 0 1 6 8 】

交換結合磁界が 大きいほど、第 1 の固定磁性層 3 A の磁化と第 2 の固定磁性層 3 C の磁化を安定して反平行状態に保つことが可能であり、特に本実施形態では反強磁性層 2 として上述した組成の合金を使用することで、前記第 1 の固定磁性層 3 A および第 2 の固定磁性層 3 C の磁化状態を熱的にも安定して保つことができる。

【 0 1 6 9 】

ところで、第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C とが同じ材質で形成された場合、しかも前記第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C との膜厚が同じ値であると、第 1 の固定磁性層 3 A の $M_s \cdot t P_1$ （磁気モーメント）と、第 2 の固定磁性層 3 C の $M_s \cdot t P_2$ （磁気モーメント）とが同じ値となり、前記第 1 の固定磁性層 3 A の磁化と第 2 の固定磁性層 3 C の磁化とが反平行状態にならず、前記磁化の方向分散量（アランダムに様々な方向を向いている磁気

モーメント量)が多くなることにより、後述するフリー磁性層 5 の磁化との相対角度を適正に制御できないため、前記第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C との交換結合磁界 (H_{ex}) および $\Delta R/R$ は極端に低下する。

【0170】

こうした問題を解決するためには、第 1 に第 1 の固定磁性層 3 A と、第 2 の固定磁性層 3 C の $M_s \cdot t$ を異なる値にすること、すなわち第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C とが同じ材質で形成される場合には、前記第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C を異なる膜厚で形成する必要がある。

したがって、本実施形態では 第 1 の固定磁性層 3 A、第 2 の固定磁性層 3 C の膜厚比を適正化しているが、その膜厚比の中で、前記第 1 の固定磁性層 3 A の膜厚 t_{P1} と第 2 の固定磁性層 3 C の膜厚 t_{P2} とがほぼ同じ値になる場合、具体的には、0.95～1.05 の範囲内の膜厚比を適正な範囲から除外している。

【0171】

次に、本実施形態のように、反強磁性層 2 に成膜後に磁場中アニール（熱処理）を施すことにより、第 1 の固定磁性層 3 A との界面で交換結合磁界（交換異方性磁界）を発生させる反強磁性材料を使用した場合には、第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C の $M_s \cdot t$ を異なる値に設定しても、熱処理中の印加磁場の方向およびその大きさを適正に制御しないと、第 1 の固定磁性層 3 A の磁化および第 2 の固定磁性層 3 C の磁化に方向分散量が多くなったり、あるいは前記磁化を向けたい方向に適正に制御できない。

【0172】

【表 1】

熱処理中の 磁界方向	(1) 左に8~80kA/m	(2) 右に8~80kA/m
第1の固定 磁性層の方向	→	←
第2の固定 磁性層の方向	←	→

【0173】

表1は、第1の固定磁性層3Aの $M_s \cdot t P_1$ が、第2の固定磁性層3Cの $M_s \cdot t P_2$ よりも小さい本実施形態の場合に、熱処理中の印加磁場の大きさおよびその方向を変えることによって、第1の固定磁性層3Aおよび第2の固定磁性層3Cの磁化がどの方向に向くかを表すものである。

表1の(1)では、図示左方向に8~80kA/mの磁場を与えると、 $M_s \cdot t P_2$ の大きい第2の固定磁性層3Cの磁化が支配的になり、前記第2の固定磁性層3Cの磁化が、印加磁場方向にならって、図示左方向に向く。第1の固定磁性層3Aと第2の固定磁性層3Cの間の交換結合(RKKY相互作用)によって、前記第1の固定磁性層3Aの磁化は、前記第2の固定磁性層3Cの磁化に対して反平行になる。同様に、表1の(2)では、図示右方向に8~80kA/mの磁場を与えると、支配的な第2の固定磁性層3Cの磁化が図示右方向に向き、第1の固定磁性層3Aの磁化は図示左方向に向く。

【0174】

ここで、例えば第1の固定磁性層3Aの磁化を図示右方向に向けようとする場合に、適正な熱処理中の磁場方向およびその大きさは、表1における(1)である。この表1(1)では、右方向に向けられた第1の固定磁性層3Aの磁化は、反強磁性層2との界面での交換結合磁界(交換異方性磁界)によって、右方向に固定される。

【0175】

ところで表1に示すように、熱処理中に印加される磁場の大きさは、 $8 \sim 80$ kA/mである。これは前述の縦バイアス層6に関連した理由以外に、次のような理由による。

磁場を与えることによって、 $M_s \cdot t$ の大きい固定磁性層の磁化は、その磁場方向に向こうとする。ところが、熱処理中の磁場の大きさが 80 kA/m以上であると $M_s \cdot t$ の小さい固定磁性層の磁化までが、磁場の影響を強く受けて、その磁場方向に向こうとする。このため、固定磁性層間に発生する交換結合磁界（RKKY相互作用）によって反平行になろうとする2層の固定磁性層の磁化が、強い磁場の影響を受けて反平行にはならず、前記固定磁性層の磁化が、様々な方向に向こうとする、いわゆる磁化分散量が 多くなり、2層の固定磁性層の磁化を適正に反平行状態に磁化することができなくなる。従って、本実施形態では 80 kA/m以上の磁場の大きさを、適正な範囲から外している。

【0176】

なお熱処理中の磁場の大きさを 8 kA/m以上とするのは、この程度の磁場を与えないと、 $M_s \cdot t$ の大きい固定磁性層の磁化を、その印加磁場方向に向けることができないからである。

なお上述した熱処理中の磁場の大きさおよびその方向の制御方法は、熱処理を必要とする反強磁性層2を使用した場合であれば、どのような反強磁性材料を使用した場合であっても適用可能で、例えば従来から反強磁性層2として用いられているNiMn合金などを使用した場合でも適用可能である。

【0177】

以上のように本実施形態では、第1の固定磁性層3Aと第2の固定磁性層3Cとの膜厚比を適正な範囲内に収めることによって、交換結合磁界（ H_{ex} ）を大きくでき、第1の固定磁性層3Aと第2の固定磁性層3Cの磁化を、熱的にも安定した反平行状態（フェリ状態）に保つことができ、しかも $\Delta R/R$ （抵抗変化率）を従来と同程度に確保することが可能である。

さらに熱処理中の磁場の大きさおよびその方向を適正に制御することによって、第1の固定磁性層3Aおよび第2の固定磁性層3Cの磁化方向を、得たい方向

に制御することが可能になる。

【0178】

ところで前述したように磁気モーメント（磁氣的膜厚）は、飽和磁化 M_s と膜厚 t との積によって求めることができ、例えば、バルク固体のNiFeであると、飽和磁化 M_s は、約1.0 T（テスラ）であり、バルク固体のCoであると、飽和磁化 M_s は約1.7 Tであることが知られている。従って、前記NiFe膜の膜厚が30オングストロームである場合、前記NiFe膜の磁氣的膜厚は、30オングストローム・テスラとなる。外部から磁界を加えたときの強磁性膜の静磁エネルギーは、磁氣的膜厚と外部磁界との掛け合わせに比例するため、磁氣的膜厚の大きい強磁性膜と磁氣的膜厚の小さい強磁性膜が非磁性中間層を介してRKKY相互作用によりフェリ状態になっている場合、磁氣的膜厚の大きい方の強磁性膜が、外部磁界の方向を向きやすくなるわけである。

【0179】

しかしながら、TaやRu、Cu等の非磁性膜と積層接触した強磁性膜の場合やPtMn膜などの反強磁性層と積層接触した強磁性膜の場合、非磁性膜原子や反強磁性膜原子と強磁性膜原子（Ni, Fe, Co）が直接接触れ合うため、非磁性膜や反強磁性膜との界面付近の強磁性膜の飽和磁化 M_s が、バルク固体の飽和磁化 M_s よりも小さくなることが知られている。さらに、強磁性膜と非磁性膜、反強磁性層の積層多層膜に熱処理が施されると、前記熱処理によって界面拡散が進行し、強磁性膜の飽和磁化 M_s に膜厚方向の分布が生じることが知られている。すなわち、非磁性膜や反強磁性層に近い場所の飽和磁化 M_s は小さく、非磁性膜や反強磁性膜との界面から離れるに従って飽和磁化 M_s がバルク固体の飽和磁化 M_s に近づくという現象である。

非磁性膜や反強磁性層に近い場所の強磁性膜の飽和磁化 M_s の減少は、非磁性膜の材料、反強磁性層の材料、強磁性膜の材料や積層順序、熱処理温度等に依存するため、正確にはそれぞれの特定された条件において求めなければならないことになる。本実施形態における磁氣的膜厚とは、非磁性膜や反強磁性層との熱拡散によって生じた飽和磁化 M_s の減少量も考慮して算出した値である。

【0180】

P t M n 膜等と強磁性膜との界面で交換結合磁界を得るためには、熱処理により P t M n 膜等と強磁性膜との界面で拡散層を形成することが必要であるが、拡散層の形成に伴う強磁性膜の飽和磁化 M_s の減少は、P t M n 膜等と強磁性膜の積層順序に依存することになる。

【 0 1 8 1 】

特に、反強磁性層 2 がフリー磁性層 5 よりも下側（基板側）に形成されているボトムタイプの場合にあっては、前記反強磁性層 2 と第 1 の固定磁性層 3 A との界面に熱拡散層が発生しやすく、このため前記第 1 の固定磁性層 3 A の磁氣的な膜厚は、実際の膜厚 t_{P_1} に比べて小さくなっている。しかし前記第 1 の固定磁性層 3 A の磁氣的な膜厚が小さくなりすぎると、第 2 の固定磁性層 3 C との磁氣的膜厚（磁気モーメント）差が大きくなりすぎ、前記第 1 の固定磁性層 3 A に占める熱拡散層の割合が増えることにより、交換結合磁界の低下につながるといった問題がある。

【 0 1 8 2 】

すなわち本実施形態のように、第 1 の固定磁性層 3 A との界面で交換結合磁界が発生されるために熱処理を必要とする反強磁性層 2 を使用し、第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C の磁化状態をフェリ状態にするためには、前記第 1 の固定磁性層 3 A および第 2 の固定磁性層 3 C の膜厚の適正化のみならず、前記第 1 の固定磁性層 3 A および第 2 の固定磁性層 3 C の磁氣的膜厚の適正化を行わないと、安定した磁化状態を保つことができない。

【 0 1 8 3 】

前述したように、第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C の磁氣的膜厚にある程度差がないと、磁化状態はフェリ状態にはなりにくく、また第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C の磁氣的膜厚の差が大きくなりすぎても、交換結合磁界の低下につながり好ましくない。そこで本発明では、第 1 の固定磁性層 3 A と第 2 の固定磁性層 3 C の膜厚比と同じように、（第 1 の固定磁性層の磁氣的膜厚）／（第 2 の固定磁性層の磁氣的膜厚）という磁氣的膜厚比の値は、0.33～0.95、あるいは 1.05～4 の範囲内とであることが好ましい。また本発明では、第 1 の固定磁性層 3 A の磁氣的膜厚および第 2 の固定磁性層 3 C

の磁氣的膜厚が10～70（オングストローム・テスラ）の範囲内で、かつ第1の固定磁性層3Aの磁氣的膜厚から第2の固定磁性層3Cの磁氣的膜厚を引いた絶対値が2（オングストローム・テスラ）以上であることが好ましい。

【0184】

また（第1の固定磁性層の磁氣的膜厚）／（第2の固定磁性層の磁氣的膜厚）という磁氣的膜厚比の値が0.53～0.95 あるいは1.05～1.8の範囲内であることがより好ましい。

また上記範囲内であって、第1の固定磁性層3Aの磁氣的膜厚と第2の固定磁性層3Cの磁氣的膜厚はともに10～50（オングストローム・テスラ）の範囲内であり、しかも第1の固定磁性層3Aの磁氣的膜厚から第2の固定磁性層3Cの磁氣的膜厚を引いた絶対値は2（オングストローム・テスラ）以上であることが好ましい。

【0185】

次に、第1の固定磁性層3Aと第2の固定磁性層3Cとの間に介在する非磁性中間層3Bに関して説明する。

本実施形態では、第1の固定磁性層3Aと第2の固定磁性層3Cとの間に介在する非磁性中間層3Bは、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cuのうち1種あるいは2種以上の合金で形成されていることが好ましい。

【0186】

フリー磁性層5よりも下側（基板側）に反強磁性層2が形成されているボトムタイプの場合における前記非磁性中間層3Bの膜厚は、3.6～9.6オングストロームの範囲内で形成されることが好ましい。この範囲内であれば、40kA/m以上の交換結合磁界（ H_{ex} ）を得ることが可能である。また前記非磁性中間層3Bの膜厚は、4～9.4オングストロームの範囲内で形成されると、80kA/m以上の交換結合磁界を得ることができるのでより好ましい。

【0187】

ここで、非磁性中間層3Bの膜厚が上述した寸法以外の寸法で形成されると、交換結合磁界が極端に低下し、前記第1の固定磁性層3Aと第2の固定磁性層3Cとの磁化が反平行状態（フェリ状態）になりにくくなり、前記磁化状態が不安

定化するため好ましくない。

【0188】

このようなスピバルブ型薄膜磁気素子では、フリー磁性層5と縦バイアス層6との間にバックド層B1を設けたことにより、縦バイアス層6からのフリー磁性層5の磁化を固定する交換結合磁界を適正な範囲に設定することができるので、磁気記録媒体からの微弱な漏れ磁束に対してフリー磁性層5の磁気モーメントがスムーズに回転する検出感度の優れたスピバルブ型薄膜磁気素子となる。

さらに、バックド層B1により、伝導電子の平均自由行程を延ばすことができる。このため、いわゆるスピフィルター効果を発現させることが可能となり、スピンによる伝導電子の平均自由行程の行程差が大きくなって、スピバルブ型薄膜磁気素子の磁気抵抗変化率($\Delta R/R$)をより向上させることができる。

また、このスピバルブ型薄膜磁気素子は、前記フリー磁性層5は、一様な厚みの縦バイアス層6により磁化方向が規定されているので、磁区の乱れが少なく、単磁区化を容易におこなうことができ、バルクハイゼンノイズの少ないものとすることができる。また、フリー磁性層5の単磁区化を保った状態として電極層8、8からフリー磁性層5付近に直接センス電流Jを与えることができるため、サイドリーディングを防止することができ、磁気記録密度の高密度化により一層対応することが可能となる。

【0189】

電極層8、8が、少なくとも、フリー磁性層5の膜面方向両側に位置されて積層体9に接続されているため、フリー磁性層5や非磁性導電層4に比べて抵抗値の高い反強磁性層2および縦バイアス層6を介さずに、電極層8からフリー磁性層5付近にセンス電流を与える割合を向上することができる。また、GMR効果において磁気抵抗変化率($\Delta R/R$)に寄与する、前記積層体9と電極層8、8との間の接続抵抗を低減することができ、スピバルブ型薄膜磁気素子の再生効率をより向上させることが可能となる。

【0190】

さらに、反強磁性層2および縦バイアス層6が、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Niのうちの少なくとも1種または2種以上の元

素とMnとを含む合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性に優れたスピバルブ型薄膜磁気素子となる。

また、ハードディスクなどの装置内の環境温度や素子を流れるセンス電流によるジュール熱により素子が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピバルブ型薄膜磁気素子とすることができる。

さらにまた、反強磁性層2を上記の合金で形成することで、ブロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層2に大きな交換異方性磁界を発生させることができるため、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定することができる。

【0191】

このようなスピバルブ型薄膜磁気素子の製造方法では、反強磁性層2および縦バイアス層6に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Niのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用い、前記合金の性質を利用して、1度目の熱処理で固定磁性層3の磁化方向を固定し、2度目の熱処理でフリー磁性層5の磁化方向を前記固定磁性層3の磁化方向と交差する方向に揃えるので、固定磁性層3の磁化方向に悪影響を与えることなく、フリー磁性層5の磁化方向を固定磁性層3の磁化方向と交差する方向に揃えることができ、耐熱性に優れたスピバルブ型薄膜磁気素子を得ることができる。

【0192】

また、前記第1の固定磁性層3Aと第2の固定磁性層3Cとの磁化が反平行状態（フェリ状態）とされたシンセティックフェリピンド型（synthetic-ferri-pinned type）としたことにより、第1の熱処理によって固定磁性層3として大きな交換結合磁界（Hex）を得ることが可能であり、第2の熱処理をおこなっても、この固定磁性層3の磁化が傾くことがないために、固定磁性層3の固定磁化方向の制御を、より容易におこなうことができる。

また、固定磁性層3の固定磁化による反磁界（双極子磁界）を、第1の固定磁性層3Aの静磁結合磁界と第2の固定磁性層3Cの静磁結合磁界とにより、相互に打ち消してキャンセルすることができ、フリー磁性層5の変動磁化の方向に影

響を与える固定磁性層 3 の固定磁化による反磁界（双極子磁界）からの、フリー磁性層 5 の変動磁化への寄与を減少することができる。

また、この固定磁性層 3 の固定磁化による反磁界（双極子磁界）のフリー磁性層 5 への影響を低減し、フリー磁性層 5 の変動磁化の方向を所望の方向に補正することがより容易になり、アシンメトリーの小さい優れたスピバルブ型薄膜磁気素子とすることが可能なために、フリー磁性層 5 の変動磁化方向の制御を、より容易にすることができる。

【 0 1 9 3 】

以下、本発明に係るスピバルブ型薄膜磁気素子およびその製造方法、およびこのスピバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドの第 2 実施形態を、図面に基づいて説明する。

【第 2 実施形態】

図 5 は、本発明の第 2 実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

本実施形態のスピバルブ型薄膜素子は、図 1 ないし図 4 に示す第 1 実施形態と同様に、基板側から、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層が形成されたボトム型（Bottom type）とされ、さらに、固定磁性層が、第 1 の固定磁性層と、前記第 1 の固定磁性層に非磁性中間層を介して形成され、前記第 1 の固定磁性層の磁化方向と反平行に磁化方向が揃えられた第 2 の固定磁性層と、を有し、固定磁性層が合成フェリ磁性状態とされてなる手段、いわゆる、シンセティックフェリピンド型（synthetic-ferri-pinned type）とされるシングルスピバルブ型薄膜素子の一種である。

この実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子において、第 1 実施形態と異なるのは、フリー磁性層が、合成フェリ磁性状態とされた 2 層からなる手段、いわゆる、シンセティックフェリフリー型（synthetic-ferri-free type）とされた点と、平均自由行程延長層として、バックド層の変わりに鏡面反射層を設けた点である。

【 0 1 9 4 】

本実施形態においては、図 1 ないし図 4 に示す第 1 実施形態と略同等の構成要

素には同一の符号を付して、その説明を省略する。

本実施形態の積層体 9 においては、フリー磁性層 5 が、図 5 に示すように、非磁性中間層 5 B と、この非磁性中間層 5 B を挟む第 1 フリー磁性層 5 A と第 2 フリー磁性層 5 C から構成されている。第 1 フリー磁性層 5 A は、非磁性中間層 5 B より縦バイアス層 6 側に設けられて鏡面反射層 S 1 に接続され、第 2 フリー磁性層 5 C は、非磁性中間層 5 B より非磁性導電層 4 側に設けられてこの非磁性導電層 4 に接続されている。

【0195】

第 1 フリー磁性層 5 A は、強磁性材料より形成されるもので、第 1、第 2 の固定磁性層 3 A、3 C と同じ材料で形成されることが好ましく、例えば Ni Fe 合金、Co、Co Ni Fe 合金、Co Fe 合金、Co Ni 合金等により形成され、特に Ni Fe 合金より形成されることが好ましい。

また、非磁性中間層 5 B は、非磁性材料より形成されるもので、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cu のうちの 1 種またはこれらの合金から形成されることが好ましく、特に Ru により形成されることが好ましい。

【0196】

第 2 フリー磁性層 5 C は、強磁性材料からなるもので、第 1 フリー磁性層 5 A および第 1、第 2 固定磁性層 3 A、3 C と同じ材料で形成されることが好ましく、例えば Ni Fe 合金、Co、Co Ni Fe 合金、Co Fe 合金、Co Ni 合金等により形成されるものであり、特に Ni Fe 合金より形成されることが好ましい。

なお、第 2 フリー磁性層 5 C は複数の層で構成されていてもよく、例えば、Ni Fe からなる場合に、非磁性導電層 4 に接する側は Co 薄膜からなる部分を有する構成とすることも可能である。

【0197】

また、第 2 フリー磁性層 5 C の厚さ t_{F_2} は、第 1 フリー磁性層 5 A の厚さ t_{F_1} よりも厚く形成されている。

なお、第 2 フリー磁性層 5 C の厚さ t_{F_2} は、30～40 オングストロームの範囲であることが好ましく、35～40 オングストロームの範囲であることがよ

り好ましい。第2フリー磁性層5Cの厚さ $t F_2$ が前記の範囲を外れると、スピ
ンバルブ型薄膜磁気素子の抵抗変化率($\Delta R/R$)を大きくすることができなく
なるので好ましくない。

また第1フリー磁性層5Aの厚さ $t F_1$ は5~25オングストロームの範囲で
あることが好ましい。

【0198】

また、第1フリー磁性層5Aおよび第2フリー磁性層5Cの飽和磁化をそれぞ
れ M_1 、 M_2 としたとき、第1フリー磁性層5Aおよび第2フリー磁性層5Cの
磁氣的膜厚はそれぞれ $M_1 \cdot t F_1$ 、 $M_2 \cdot t F_2$ となる。

そしてフリー磁性層5は、第1フリー磁性層5Aの磁氣的膜厚と第2フリー磁
性層5Cの磁氣的膜厚との関係を、 $M_2 \cdot t F_2 > M_1 \cdot t F_1$ とするように構成さ
れている。

【0199】

また、第1フリー磁性層5Aおよび第2フリー磁性層5Cは、相互に反強磁性
的に結合されている。すなわち、第2フリー磁性層5Cの磁化方向が縦バイアス
層6により図示X1方向に揃えられると、第1フリー磁性層5Aの磁化方向が図
示X1方向と反対方向に揃えられる。

ここで、第1フリー磁性層5Aの磁氣的膜厚と第2フリー磁性層5Aの磁氣的
膜厚との関係が、 $M_2 \cdot t F_2 > M_1 \cdot t F_1$ とされていることから、フリー磁性層
5全体としては第2フリー磁性層5Cの磁化が残存した状態となり、フリー磁性
層5全体の磁化方向が図示X1方向に揃えられる。このときのフリー磁性層5の
実効膜厚は、 $(M_2 \cdot t F_2 - M_1 \cdot t F_1)$ となる。

このように、第1フリー磁性層5Aと第2フリー磁性層5Cとは、それぞれの
磁化方向が反平行方向となるように反強磁性的に結合され、かつ、それぞれの磁
氣的膜厚の関係が $M_2 \cdot t F_2 > M_1 \cdot t F_1$ とされていることから、人工的なフェ
リ磁性状態とされている。

またこれにより、フリー磁性層5の磁化方向と固定磁性層3の磁化方向とが交
差する関係となる。

【0200】

さらに、本実施形態においては、フリー磁性層5と縦バイアス層6との間に、平均自由行程延長層として、鏡面反射層S1が積層されている。

【0201】

この鏡面反射層S1の厚さは、5～500オングストロームの範囲に設定されることができ、この鏡面反射層S1の膜厚が、5オングストロームよりも薄い値に設定されると、鏡面反射の効果が充分得られないため、好ましくない。

また、この鏡面反射層S1の膜厚が、500オングストロームよりも厚い値に設定されると、再生ギャップであるシールド間隔が広くなり過ぎ、ヘッドの分解能が低下するため好ましくない。また、フリー磁性層5と縦バイアス層6との交換結合による交換異方性磁界が弱くなりすぎて、フリー磁性層5における磁区化制御が困難になり、磁気記録媒体からの信号の処理が不正確になる不安定性 (instability) の原因となるバルクハイゼンノイズ等が発生する可能性もあり好ましくない。

【0202】

このように設定することにより、鏡面反射層S1は、フリー磁性層5と鏡面反射層S1との界面付近においてポテンシャル障壁を形成し、フリー磁性層5を移動するアップスピンの伝導電子を、フリー磁性層5と鏡面反射層S1との界面付近においてスピンの状態を保存したまま反射させることができ、アップスピンの伝導電子の平均自由行程をさらに延ばして、後述するように、いわゆる鏡面反射効果を示す。

【0203】

ここで、伝導電子をスピンの状態を保存したまま反射させるために、フリー磁性層5と鏡面反射層S1との界面でポテンシャル障壁を形成すること、すなわち、フリー磁性層5は良好な導電体であるのに対し、鏡面反射層S1は電氣的に絶縁体であることが有効である。

【0204】

この様な条件を満たす絶縁材料としては、 α -Fe₂O₃, NiO, CoO, Co-Fe-O, Co-Fe-Ni-O, Al₂O₃, Al-Q-O (ここでQはB, Si, N, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Niから選択される一種以上

), R-O (ここでRはTi, V, Cr, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, Wから選択される1種以上)等の酸化膜, Al-N, Al-Q-N (ここでQはB, Si, O, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Niから選択される一種以上), R-N (ここでRはTi, V, Cr, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, Wから選択される1種以上)等の窒化膜等を挙げることができ、このような絶縁材料によって、鏡面反射層S1を構成することができる。

また、鏡面反射層S1として $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ やNiOなどの反強磁性体を用いた場合には、バイアス層6を兼ねることができる。

【0205】

このスピバルブ型薄膜磁気素子では、ハードディスクなどの記録媒体からの洩れ磁界により、図3に示すX1方向に揃えられたフリー磁性層5の磁化方向が変動すると、図示Y方向と反対方向に固定された第2の固定磁性層3Cの磁化との関係で電気抵抗が変化し、この電気抵抗値の変化に基づく電圧変化により、磁気記録媒体からの洩れ磁界が検出される。

【0206】

また、第1フリー磁性層5Aの磁気的膜厚と第2フリー磁性層5Cの磁気的膜厚との関係が、 $M_2 \cdot t_{F2} > M_1 \cdot t_{F1}$ とされているので、フリー磁性層5のスピフロップ磁界を大きくすることができる。

スピフロップ磁界とは、磁化方向が反平行である2つの磁性層に対し、一方の磁性層の磁化方向と平行方向の外部磁界を印加したときに、他方の磁性層の磁化方向が回転して反平行の関係が崩れ始めるときの外部磁界の大きさを指す。

上記の場合は、外部磁界が縦バイアス層6からのバイアス磁界に相当する。

【0207】

図10に、フリー磁性層5のM-H曲線の模式図を示す。このM-H曲線は、本実施形態のフリー磁性層5に対して磁気記録トラック幅方向から外部磁界を印加したときの、フリー磁性層5の磁化Mの変化を示したものである。

また、図中、F1で示す矢印は、第1フリー磁性層5Aの磁化方向を表し、F2で示す矢印は、第2フリー磁性層5Cの磁化方向を表す。

図10に示すように、外部磁界Hが小さいときは、第1フリー磁性層5Aと第

2 フリー磁性層 5 C が反強磁性的に結合した状態、即ち矢印 F 1 及び矢印 F 2 の方向が反平行になっているが、外部磁界 H の大きさがある値を超えると、F 1 の方向が F 2 の方向の反対方向から外れた方向を向き、第 1、第 2 フリー磁性層 5 A、5 C の反強磁性的結合が壊され、フェリ磁性状態が保てなくなる。これがスピントロップ転移である。またこのスピントロップ転移が起きたときの外部磁界の大きさがスピントロップ磁界であり、図 10 では H_{sf} で示している。なお、図中 H_s は、フリー磁性層 5 の磁化が飽和した時の飽和磁界を示している。

【 0 2 0 8 】

第 1 フリー磁性層 5 A の磁氣的膜厚と第 2 フリー磁性層 5 C の磁氣的膜厚との関係が、 $M_2 \cdot t F_2 > M_1 \cdot t F_1$ とされると、フリー磁性層 5 のスピントロップ磁界 H_{sf} が大きくなる。これにより、フリー磁性層 5 がフェリ磁性状態を保つ磁界の範囲が広がる。よって、フリー磁性層 5 が安定してフェリ磁性状態を保つことができる。

また、第 1 フリー磁性層 5 A および第 2 フリー磁性層 5 C のそれぞれの磁氣的膜厚 $M_1 \cdot t F_1$ 、 $M_2 \cdot t F_2$ を適宜調整することにより、フリー磁性層 5 の磁氣的な実効膜厚 ($M_2 \cdot t F_2 - M_1 \cdot t F_1$) を小さくできるので、僅かな大きさの外部磁界によってもフリー磁性層 5 の磁化方向が容易に変動し、これによりスピントロップ型薄膜磁気素子の検出感度を高くすることができる。

【 0 2 0 9 】

また、本実施形態においては、鏡面反射層 S 1 によって、磁気抵抗効果に寄与する + スピン (上向きスピン: up spin) の電子における平均自由行程 (mean free path) をのばし、いわゆる鏡面反射効果 (specular reflection effect) によりスピントロップ型薄膜磁気素子において、大きな $\Delta R / R$ (抵抗変化率) が得られ、高密度記録化に対応できるものとすることができる。

【 0 2 1 0 】

以下、鏡面反射効果 (specular reflection effect) について説明する。

図 9 は、スピントロップ型薄膜磁気素子において鏡面反射層による鏡面反射効果への寄与を説明するための模式説明図である。

スピントロップ効果の説明において上述したように、GMR 効果には、第 2

の固定磁性層 3 C の固定磁化方向によって規定される + スピン (アップスピン) の伝導電子の挙動のみを考えればよい。

【0211】

外部磁界の印加されない状態では、図 9 (a), (b) に示すように、非磁性導電層 4 からフリー磁性層 5 にまで到達する。そして、フリー磁性層 5 内部を移動して (本実施形態においては第 2 フリー磁性層 5 C、非磁性中間層 5 B、第 1 フリー磁性層 5 A を順に通過して)、フリー磁性層 5 と鏡面反射層 S 1 との界面付近に到達する。

ここで、図 9 (a) に示す鏡面反射層のない場合には、+ スピン電子が、フリー磁性層 5 中を移動し、その上面において散乱してしまう。このため、平均自由行程は図 9 (a) に示す λ^+ となっている。

これに比べて、鏡面反射層 S 1 のある場合には、フリー磁性層 5 と鏡面反射層 S 1 との界面付近にポテンシャル障壁が形成されているため、図 9 (b) に示すように、+ スピン電子が、このフリー磁性層 5 と鏡面反射層 S 1 との界面付近で鏡面反射 (鏡面散乱) する。

通常、伝導電子が散乱した場合には、その電子の持っているスピン状態 (エネルギー、量子状態等) は変化する。しかし、鏡面散乱した場合には、この + スピン電子は、エネルギー、量子状態等のスピン状態を保存されたまま反射される確率が高く、再びフリー磁性層 5 中を移動することになる。つまり、鏡面反射によっては、伝導電子が、スピン状態が変化することなく、あたかも、散乱しなかったようにフリー磁性層 5 中を移動することになる。

これは、+ スピン電子は、図 9 (b) に示すように、鏡面反射した分、反射平均自由行程 λ_S^+ だけ平均自由行程が延びたことを意味する。

【0212】

このようにして、+ スピン電子は、鏡面反射層 S 1 を設けたことにより、反射平均自由行程 λ_S^+ だけ平均自由行程が延びることになり、平均自由行程が大幅に延びる。

したがって、鏡面反射層 S 1 を設けることにより、比較的低い抵抗値 (すなわち、長い平均自由行程) を有することになり、スピバルブ型薄膜磁気素子とし

ての抵抗値は減少する。

【 0 2 1 3 】

一方、外部磁界を印加することにより、フリー磁性層 5 の磁化方向を回転すると、この磁性材料の磁化方向とスピンの向きが異なるため、+スピン電子がフリー磁性層 5 中で散乱する、つまり、フリー磁性層 5 の磁化方向にしたがって、+スピン電子が-スピン電子（ダウンスピンの伝導電子）と同等の平均自由行程を有する確率が増大することになり、有効平均自由行程が急激に減少する。つまり、抵抗値が急激に増大する。

このように、印加される外部磁界の有無により、スピバルブ型薄膜磁気素子としての抵抗値が変化して GMR 効果を観測することができる。

【 0 2 1 4 】

このように、本実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子は、鏡面反射層 S 1 を具備しており、鏡面反射効果を発現させることができ、アップスピンの伝導電子の平均自由行程を大幅に延ばすことができるので、ダウンスピンの伝導電子との平均自由行程差が大きくなって、スピバルブ型薄膜磁気素子の磁気抵抗変化率を大幅に向上できる。

また、本実施形態では、非磁性中間層 5 B と第 1 のフリー磁性層 5 A とでアップスピンの伝導電子の一部が散乱されてしまうが、フリー磁性層を第 1 の実施形態と同様の単層構造とすることで、より有効に鏡面反射効果を発現させることもできる。

【 0 2 1 5 】

なお、このスピバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層 2、第 1 固定磁性層 3 A、非磁性層 3 B、第 2 固定磁性層 3 C、非磁性導電層 4、第 2 フリー磁性層 5 C、非磁性中間層 5 B、第 1 フリー磁性層 5 A、鏡面反射層 S 1、縦バイアス層 6、保護層 7 が順次積層されて積層体 9 が形成されること以外は、第 1 実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子と同様にして製造される。

【 0 2 1 6 】

上記のスピバルブ型薄膜磁気素子は、第 1 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子と同様な効果に加えて、以下の効果が得られる。

すなわち、非磁性中間層 5 B を挟んでフェリ磁性状態とされた第 1、第 2 フリー磁性層 5 A、5 C からなるフリー磁性層 5、いわゆるシンセティックフェリフリー層を具備しているため、フリー磁性層 5 全体の磁化方向を僅かな大きさの外部磁界により変動させることができ、またフリー磁性層 5 自体の厚さが極端に薄くならないので、スピバルブ型薄膜磁気素子の感度を高くすることができる。

また、フリー磁性層 5 上に鏡面反射層 S 1 が積層されており、この鏡面反射層 S 1 の膜厚の設定により、第 1 実施形態におけるバックド層 B 1 と同様に、フリー磁性層 5 と縦バイアス層 6 との交換結合磁界の大きさを制御可能であるとともに、アップスピンの伝導電子がフリー磁性層 5 と鏡面反射層 S 1 との界面付近で鏡面反射されるので、アップスピンの伝導電子の平均自由工程を延ばすことができ、いわゆる鏡面反射効果を示すので、磁気抵抗変化率を高くすることができる。

したがって、シンセティックフェリフリー層（フリー磁性層 5）による外部磁界の感度の向上と、鏡面反射層 S 1 の鏡面反射効果による磁気抵抗変化率の向上とを同時に発揮させることができる。

【 0 2 1 7 】

以下、本発明に係るスピバルブ型薄膜磁気素子およびその製造方法、およびこのスピバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドの第 3 実施形態を、図面に基いて説明する。

〔第 3 実施形態〕

図 6 は、本発明の第 3 実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

本実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子は、基板側から、フリー磁性層、非磁性導電層、固定磁性層、反強磁性層が一層ずつ形成された、いわゆるトップタイプ (Top type) であり、さらに、固定磁性層が、第 1 の固定磁性層と、前記第 1 の固定磁性層に非磁性中間層を介して形成され、前記第 1 の固定磁性層の磁化方向と反平行に磁化方向が揃えられた第 2 の固定磁性層とを有し、固定磁性層が合成フェリ磁性状態とされてなる手段、いわゆる、シンセティックフェリピンド型 (synthetic-ferri-pinned type) とされるとされるシングルスピバルブ型

薄膜磁気素子とされる。

また、この例のスピンバルブ型薄膜磁気素子は、エキスチェンジバイアス方式により、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

前記エキスチェンジバイアス方式は、不感領域があるため実効トラック幅の制御が困難であるハードバイアス方式と比較して、高密度記録に対応するトラック幅の狭いスピンバルブ型薄膜磁気素子に適した方式である。

【0218】

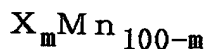
図6において、符号11は、基板K上に設けられたTa（タンタル）などからなる下地層である。この下地層11の上には、縦バイアス層16が形成されている。この縦バイアス層16の上には、バックド層（平均自由行程延長層）B2、フリー磁性層15、非磁性導電層14、固定磁性層13、反強磁性層12、保護層17が積層されている。これら、下地層11、縦バイアス層16、バックド層B2、フリー磁性層15、非磁性導電層14、固定磁性層13、反強磁性層12、保護層17は、断面略台形とされる積層体19を形成しており、この積層体19の両側には、電極層18、18が設けられている。

【0219】

さらに詳細に説明すると、本実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子では、縦バイアス層16が、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものである。

【0220】

特に、前記縦バイアス層16は、下記の組成式からなる合金であることが好ましい。

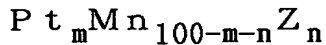


但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、 $48 \text{ 原子}\% \leq m \leq 60 \text{ 原子}\%$ である。

より好ましい組成比を示すmは、 $48 \text{ 原子}\% \leq m \leq 58 \text{ 原子}\%$ である。

【0221】

更に、前記縦バイアス層 16 は、下記の組成式からなる合金であっても良い。

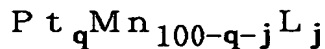


但し、Z は、Pd、Ir、Rh、Ru、Os のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素であり、組成比を示す m、n は、 $48\text{原子}\% \leq m+n \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ である。

より好ましい組成比を示す m、n は、 $48\text{原子}\% \leq m+n \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ である。

【0222】

また、前記縦バイアス層 16 は、下記の組成式からなる合金であってもよい。



但し、L は、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素であり、組成比を示す q、j は、 $48\text{原子}\% \leq q+j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ である。

また、より好ましい組成比を示す q、j は、 $48\text{原子}\% \leq q+j \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ である。

【0223】

また、前記 PtMn 合金に代えて、X-Mn (ただし、X は、Pd、Ru、Ir、Rh、Os のうちから選択される 1 種の元素を示す。) の式で示される合金、あるいは、X'-Pt-Mn (ただし、X' は、Pd、Ru、Ir、Rh、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ar、Ne、Xe、Kr のうちから選択される 1 種または 2 種以上の元素を示す。) の式で示される合金で形成されていてもよい。ここで、前記 PtMn 合金および前記 X-Mn の式で示される合金において、Pt あるいは X が $37 \sim 63\text{原子}\%$ の範囲であることができる。より好ましくは、 $47 \sim 57\text{原子}\%$ の範囲であることができる。ここで、特に規定しない限り～で示す数値範囲の上限と下限は、以下、以上を意味する。

さらにまた、X'-Pt-Mn の式で示される合金において、X' + Pt が $37 \sim 63\text{原子}\%$ の範囲であることが望ましい。より好ましくは、 $47 \sim 57\text{原子}\%$ の範囲である。さらに、前記 X'-Pt-Mn の式で示される合金としては、X' が $0.2 \sim 10\text{原子}\%$ の範囲であることが望ましい。

ただし、 X' が Pd、Ru、Ir、Rh、Os の1種以上の場合は、 X' は0.2～40原子%の範囲であることが望ましい。

前記縦バイアス層16として、上記した適正な組成範囲の合金を使用し、これをアニール処理することで、大きな交換結合磁界を発生する縦バイアス層16を得ることができる。とくに、PtMn合金であれば、48kA/m以上、例えば、64kA/mを越える交換結合磁界を有し、前記交換結合磁界を失うブロッキング温度が380℃と極めて高い優れた縦バイアス層16を得ることができる。

これらの合金は、成膜したままでは不規則系の面心立方構造 (fcc: 格子定数がa軸とc軸とで同じ値) であるが、熱処理により、CuAuIタイプの規則系の面心立方構造 (fct: a軸/c軸 \approx 0.9) に構造変態する。

【0224】

縦バイアス層16の上には、バックド層B2が積層されている。このバックド層B2は、Cu等の金属材料や、非磁性導電材料からなり、Au、Ag、Cuからなる群から選択された材料から構成されることができ、例えばその膜厚が5～30オングストロームに設定される。

このバックド層B2により、後述するフリー磁性層15と縦バイアス層16との交換結合による交換異方性磁界を適正な範囲に設定することが可能となる。同時に、フリー磁性層15の磁化方向を設定するための交換結合による交換異方性磁界を発生するための縦バイアス層16の膜厚を略一定に設定することが可能となるため、フリー磁性層15を単磁区化しやすく、サイドリーディングを防止することができ、磁気記録密度の高密度化により一層対応することが可能となる。

また、このバックド層B2により、前述したように、磁気抵抗効果に寄与する+スピン (上向きスピン: up spin) の電子における平均自由行程 (mean free path) をのばし、いわゆるスピフィルター効果 (spin filter effect) によりスピバルブ型薄膜素子において、大きな $\Delta R/R$ (抵抗変化率) が得られ、高密度記録化に対応できるものとすることができる。

【0225】

前記バックド層B2の膜厚が、5～30オングストロームの範囲に設定されることができ、このバックド層B2の膜厚が、5オングストロームよりも薄い値に

設定されると、フリー磁性層 1 5 と縦バイアス層 1 6 との交換結合による交換異方性磁界が強くなりすぎて、フリー磁性層 1 5 の磁化が強固に固定されてしまい、検出すべき外部磁界が印加された場合にも、フリー磁性層 1 5 の磁化方向が回転変化することができず、センス電流の抵抗変化が起こらないため、検出感度が低下し、スピンバルブ型薄膜磁気素子の再生出力特性が悪化するため、好ましくなく、さらに、後述するスピンフィルター効果による抵抗変化率の向上を得ることができず好ましくない。

また、このバックド層 B 2 の膜厚が、30 オングストロームよりも厚い値に設定されると、非磁性導電材料から構成されるバックド層 B 2 にセンス電流が分流する割合が増加して、GMR 効果を得るために必要な、フリー磁性層 1 5 と非磁性導電層 1 6 との界面付近を流れるセンス電流が減少する、つまり、シャントロスが増大するため、大きな $\Delta R/R$ (抵抗変化率) を得ることが難しくなるとともに、同時に、フリー磁性層 1 5 と縦バイアス層 1 6 との交換結合による交換異方性磁界が弱くなりすぎて、フリー磁性層 1 5 における磁区制御が困難になり、磁気記録媒体からの信号の処理が不正確になる不安定性 (instability) の原因となるバルクハイゼンノイズ等が発生する可能性があり好ましくない。

【0226】

また、前記フリー磁性層 1 5 は、通常、10～50 オングストローム程度の厚さとされ、後述の第 1、第 2 の固定磁性層 1 3 A、1 3 C と同様の強磁性材質などで形成されることが好ましい。

このフリー磁性層 1 5 は、前記縦バイアス層 1 6 からの交換結合磁界によって磁化され、図示 X 1 方向に磁化方向が揃えられている。

前記フリー磁性層 1 5 が前記バイアス層 1 6 により単磁区化されることによって、バルクハウゼンノイズの発生が防がれる。

また、前記非磁性導電層 1 4 は、Cu (銅) 等からなり、その膜厚は、20～25 オングストロームに設定される。

【0227】

固定磁性層 1 3 は、Cu (銅) 等からなる非磁性導電層 1 4 の上に積層された第 2 の固定磁性層 1 3 C と、前記第 2 の固定磁性層 1 3 C の上に非磁性中間層 1

3 B を介して形成され、前記第 2 の固定磁性層 1 3 C の磁化方向と反平行に磁化方向が揃えられた第 1 の固定磁性層 1 3 A とからなる。

第 1 および第 2 の固定磁性層 1 3 A, 1 3 C は、強磁性体の薄膜からなり、例えば、Co、NiFe 合金、CoNiFe 合金、CoFe 合金、CoNi 合金などで形成され、40 オングストローム程度の厚さとされることが好ましく、第 1 の固定磁性層 1 3 A は、例えば Co からなりその膜厚が 13 ~ 15 オングストロームに設定され、第 2 の固定磁性層 1 3 C は、例えば Co からなりその膜厚が 20 ~ 25 オングストロームに設定される。

また、前記非磁性中間層 1 3 B は、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cu のうち 1 種あるいは 2 種以上の合金で形成されていることが好ましく、通常、8 オングストローム程度の厚さに形成されている。

【0 2 2 8】

この第 1 の固定磁性層 1 3 A は、反強磁性層 1 2 に接して形成され、磁場中アニール（熱処理）を施すことにより、前記第 1 の固定磁性層 1 3 A と反強磁性層 1 2 との界面にて交換結合磁界（交換異方性磁界）が発生し、フリー磁性層 1 5 の磁化方向と交差する方向、例えば図 4 に示すように、前記第 1 の固定磁性層 1 3 A の磁化が、図示 Y 方向に固定される。前記第 1 の固定磁性層 1 3 A の磁化が、図示 Y 方向に固定されると、非磁性中間層 1 3 B を介して対向する第 2 の固定磁性層 1 3 C の磁化は、第 1 の固定磁性層 1 3 A の磁化と反平行の状態、つまり、図示 Y 方向と逆方向に固定される。

本実施形態では、第 1 の固定磁性層 1 3 A と第 2 の固定磁性層 1 3 C との膜厚比を適正な範囲内に収めることによって、交換結合磁界（ H_{ex} ）を大きくでき、第 1 の固定磁性層 1 3 A と第 2 の固定磁性層 1 3 C との磁化を、熱的にも安定した反平行状態（フェリ状態）に保つことができ、しかも、 $\Delta R/R$ （抵抗変化率）を従来と同程度に確保することが可能である。

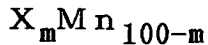
【0 2 2 9】

反強磁性層 1 2 は、80 ~ 300 オングストローム程度の厚さとされ、この反強磁性層 1 2 は、前記縦バイアス層 1 6 と同様に、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少

なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものであり、磁場中熱処理により固定磁性層13を一定の方向に磁化するものである。

【0230】

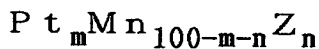
特に、反強磁性層12は、下記の組成式からなる合金であることが好ましい。



但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、 $52\text{原子}\% \leq m \leq 60\text{原子}\%$ である。

【0231】

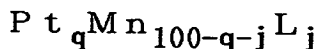
さらに、反強磁性層12は、下記の組成式からなる合金であっても良い。



但し、Zは、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Niのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、 $52\text{原子}\% \leq m+n \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 10\text{原子}\%$ である。

【0232】

また、反強磁性層12は、下記の組成式からなる合金であってもよい。



但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、 $52\text{原子}\% \leq q+j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ である。

【0233】

保護層17は、Taからなり、その表面が、酸化された酸化層とされている。

また、前記電極層18、18は、例えば、Au、W、Cr、Taなどで形成されることが好ましく、フリー磁性層15の膜面方向両側に位置されてなるか、または、少なくとも、フリー磁性層15、非磁性導電層14、固定磁性層13の膜面方向両側に位置されてなることにより、少なくとも、縦バイアス層16、バックド層B2、フリー磁性層15、非磁性導電層14、固定磁性層13、反強磁性層12の積層された積層体19に対して膜厚方向積層体19の両側に位置されてなることができる。

また、前記電極層18、18および積層体19の構造としては、前述の、図2

0、図22、図23に示すような構造とすることもできる

前記電極層18、18は、電極下地層18a、18aを介して形成されており、この電極下地層18a、18aは、例えばTaからなり50オングストローム程度の膜厚とされる。

【0234】

図6に示す本実施形態のスピンバルブ型薄膜素子においては、電極層18、18から積層体19にセンス電流を与えられる。磁気記録媒体から図6に示す図示Y方向に磁界を与えられると、フリー磁性層15の磁化は、図示X1方向からY方向に変動する。このときの非磁性導電層13とフリー磁性層14との界面で、いわゆるGMR効果によってスピンの依存した伝導電子の散乱が起こることにより、電気抵抗が変化し、記録媒体からの洩れ磁界が検出される。

【0235】

この例のスピンバルブ型薄膜磁気素子は、図1ないし図4に示す第1実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子とほぼ同様の製造方法により製造することができる。

ここで、トップタイプである本実施形態においては、基板Kからの距離が遠い反強磁性層12が、ボトムタイプである第1実施形態における縦バイアス層6に対応し、本実施形態において、基板Kからの距離が近い縦バイアス層16が、第1実施形態の反強磁性層2に対応している。

【0236】

したがって、本実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子の製造方法では、基板K上に、下地層11、縦バイアス層16、バックド層B2、フリー磁性層15、非磁性導電層14、固定磁性層13、反強磁性層12、保護層17を順次積層して、積層膜を形成した後、この積層膜にトラック幅Tw方向である第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層12および縦バイアス層16に交換異方性磁界を発生させて、前記第1の固定磁性層13Aおよび前記フリー磁性層16の磁化を同一方向に固定するとともに、前記縦バイアス層16の交換異方性磁界を前記反強磁性層12の交換異方性磁界よりも大とする。

【0237】

ついで、トラック幅 T_w 方向と直交する方向に前記前記反強磁性層 1 2 の交換異方性磁界よりも大きく前記縦バイアス層 1 6 の交換異方性磁界よりも小さい第 2 の磁界を印加しつつ、前記第 1 の熱処理温度よりも高い第 2 の熱処理温度で熱処理し、前記第 1 の固定磁性層 1 3 A に前記フリー磁性層 1 6 の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与する。

【0 2 3 8】

さらに、熱処理された前記積層膜をイオンミリングなどにより、その一部を除去してトラック幅 T_w に近い幅の積層体 1 9 を形成するとともに、電極下地層 1 8 a、電極層 1 8 を形成し、スピバルブ型薄膜磁気素子が得られる。

【0 2 3 9】

このようなスピバルブ型薄膜磁気素子では、フリー磁性層 1 5 と縦バイアス層 1 6 との間にバックド層 B 2 を設けたので縦バイアス層 1 6 からのフリー磁性層 1 5 の磁化を固定する交換結合磁界が強すぎることを無くこれを適正な範囲に設定することができるので、磁気記録媒体からの微弱な漏れ磁束に対してフリー磁性層 1 5 の磁気モーメントがスムーズに回転する感度の優れたスピバルブ型薄膜磁気素子となる。

さらに、バックド層 B 2 により、伝導電子の平均自由行程を更に延ばすことができる。このため、いわゆるスピフィルター効果を発現させることが可能となり、伝導電子の平均自由行程の行程差が大きくなって、スピバルブ型薄膜磁気素子の磁気抵抗変化率 ($\Delta R/R$) をより向上させることができる。

【0 2 4 0】

また、このスピバルブ型薄膜磁気素子は、前記フリー磁性層 1 5 が、一様な厚みの縦バイアス層 1 6 により磁化方向が規定されているので、このフリー磁性層 1 6 の磁区の乱れが少なく、単磁区化を容易におこなうことができ、バルクハイゼンノイズの少ないものとすることができる。また、フリー磁性層 1 5 の単磁区化を保った状態として電極層 1 8、1 8 からフリー磁性層 1 5 付近に直接センス電流を与えることができるため、サイドリーディングを防止することができ、磁気記録密度の高密度化により一層対応することが可能となる。

【0 2 4 1】

さらに、反強磁性層 1 2 および縦バイアス層 1 6 が、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素と Mn とを含む合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性に優れたスピバルブ型薄膜磁気素子となる。

また、ハードディスクなどの装置内の環境温度や素子を流れるセンス電流によるジュール熱により素子が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピバルブ型薄膜磁気素子とすることができる。

【 0 2 4 2 】

さらにまた、反強磁性層 1 2 を上記の合金で形成することで、ブロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層 1 2 に大きな交換異方性磁界を発生させることができるため、固定磁性層 1 3 の磁化方向を強固に固定することができる。

また、前記第 1 の固定磁性層 1 3 A と第 2 の固定磁性層 1 3 C との磁化が反平行状態（フェリ状態）とされたシンセティックフェリピンド型（synthetic-ferr i-pinned type ）としたことにより、大きな交換結合磁界（ H_{ex} ）を得ることが可能であり、交換結合磁界が大きいほど、第 1 の固定磁性層 1 3 A の磁化と第 2 の固定磁性層 1 3 C の磁化を安定して反平行状態に保つことが可能であり、固定磁性層 1 3 の固定磁化方向の制御を、より容易におこなうことができる。

また、固定磁性層 1 3 の固定磁化による反磁界（双極子磁界）を、第 1 の固定磁性層 1 3 A の静磁結合磁界と第 2 の固定磁性層 1 3 C の静磁結合磁界とにより、相互に打ち消してキャンセルすることができ、フリー磁性層 1 5 の変動磁化の方向に影響を与える固定磁性層 1 3 の固定磁化による反磁界（双極子磁界）からの、フリー磁性層 1 5 の変動磁化への寄与を減少することができる。

また、この固定磁性層 1 3 の固定磁化による反磁界（双極子磁界）のフリー磁性層 1 5 への影響を低減し、フリー磁性層 1 5 の変動磁化の方向を所望の方向に補正することがより容易になり、アシンメトリーの小さい優れたスピバルブ型薄膜磁気素子とすることが可能なために、フリー磁性層 1 5 の変動磁化方向の制御を、より容易にすることができる。

【 0 2 4 3 】

以下、本発明に係るスピバルブ型薄膜磁気素子およびその製造方法、およびこのスピバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドの第4実施形態を、図面に基づいて説明する。

[第4実施形態]

図7は、本発明の第4実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

本実施形態のスピバルブ型薄膜素子は、図6に示す第3実施形態と同様に、基板側から、フリー磁性層、非磁性導電層、固定磁性層、反強磁性層が形成されたトップ型 (Top type) とされ、さらに、固定磁性層が、第1の固定磁性層と、前記第1の固定磁性層に非磁性中間層を介して形成され、前記第1の固定磁性層の磁化方向と反平行に磁化方向が揃えられた第2の固定磁性層と、を有し、固定磁性層が合成フェリ磁性状態とされてなる手段、いわゆる、シンセティックフェリピンド型 (synthetic-ferri-pinned type) とされるシングルスピバルブ型薄膜素子の一種である。

この実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子において、図6に示す第3実施形態と異なるのは、フリー磁性層が、合成フェリ磁性状態とされた2層からなる構成、いわゆる、シンセティックフェリフリー型 (synthetic-ferri-free type) とされた点と、平均自由行程延長層として、バックド層に加えて鏡面反射層を設けた点である。

【0244】

本実施形態においては、図6に示す第3実施形態と略同等の構成要素には同一の符号を付して、その説明を省略する。

本実施形態の積層体19においては、フリー磁性層15が、図7に示すように、非磁性中間層15Bと、この非磁性中間層15Bを挟む第1フリー磁性層15Aと第2フリー磁性層15Cから構成されている。第1フリー磁性層15Aは、非磁性中間層15Bより縦バイアス層16側に設けられ、第2フリー磁性層15Cは、非磁性中間層15Bより非磁性導電層14側に設けられている。

【0245】

第1フリー磁性層15Aは、強磁性材料より形成されるもので第1、第2の固

定磁性層 13A, 13C と同じ材料で形成されることが好ましく、例えば NiFe 合金、Co、CoNiFe 合金、CoFe 合金、CoNi 合金等により形成されるものであり、特に NiFe 合金より形成されることが好ましい。

また、非磁性中間層 15B は、非磁性材料より形成されるもので、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cu のうちの 1 種またはこれらの合金から形成されることが好ましく、特に Ru より形成されることが好ましい。

第 2 フリー磁性層 15C は、強磁性材料からなるもので、第 1 フリー磁性層 15A および固定磁性層 14 と同じ材料で形成されることが好ましく、例えば NiFe 合金、Co、CoNiFe 合金、CoFe 合金、CoNi 合金等により形成されるものであり、特に NiFe 合金より形成されることが好ましい。

なお、第 2 フリー磁性層 15C は複数の層で構成されていても良い。

【0246】

また、第 2 フリー磁性層 15C の厚さ t_{F_2} は、第 1 フリー磁性層 15A の厚さ t_{F_1} よりも厚く形成されている。なお、第 2 フリー磁性層 15C の厚さ t_{F_2} は、30～40 オングストロームの範囲であることが好ましく、35～40 オングストロームの範囲であることがより好ましい。第 2 フリー磁性層 15C の厚さ t_{F_2} が前記の範囲を外れると、スピバルブ型薄膜磁気素子の抵抗変化率 ($\Delta R/R$) を大きくすることができなくなるので好ましくない。

また第 1 フリー磁性層 15A の厚さ t_{F_1} は 5～25 オングストロームの範囲であることが好ましい。

また、第 1 フリー磁性層 15A および第 2 フリー磁性層 15C の飽和磁化をそれぞれ M_1 、 M_2 としたとき、第 1 フリー磁性層 15A および第 2 フリー磁性層 15C の磁氣的膜厚はそれぞれ $M_1 \cdot t_{F_1}$ 、 $M_2 \cdot t_{F_2}$ となる。

そしてフリー磁性層 15 は、第 1 フリー磁性層 15A と第 2 フリー磁性層 15C との磁氣的膜厚の関係を、 $M_2 \cdot t_{F_2} > M_1 \cdot t_{F_1}$ とするように構成されている。

【0247】

また、第 1 フリー磁性層 15A および第 2 フリー磁性層 15C は、相互に反強磁性的に結合されている。すなわち、第 2 フリー磁性層 15C の磁化方向が縦バ

イアス層 16 により図示 X1 方向に揃えられると、第 1 フリー磁性層 15A の磁化方向が図示 X1 方向と反対方向に揃えられる。

第 1、第 2 フリー磁性層 15A, 15C の磁氣的膜厚の関係が $M_2 \cdot t F_2 > M_1 \cdot t F_1$ とされていることから、第 2 フリー磁性層 15C の磁化が残存した状態となり、フリー磁性層 15 全体の磁化方向が図示 X1 方向に揃えられる。このときのフリー磁性層 15 の実効膜厚は、 $(M_2 \cdot t F_2 - M_1 \cdot t F_1)$ となる。

このように、第 1 フリー磁性層 15A と第 2 フリー磁性層 15C は、それぞれの磁化方向が反平行方向となるように反強磁性的に結合され、かつ磁氣的膜厚の関係が $M_2 \cdot t F_2 > M_1 \cdot t F_1$ とされていることから、人工的なフェリ磁性状態とされている。

またこれにより、フリー磁性層 15 の磁化方向と固定磁性層 13 の磁化方向とが交差する関係となる。

【0248】

さらに、本実施形態においては、バックド層 B2 と縦バイアス層 16 との間に、平均自由行程延長層として、鏡面反射層 S2 が積層されている。

この鏡面反射層 S2 を構成する絶縁材料としては、 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, NiO, CoO, Co-Fe-O, Co-Fe-Ni-O, Al_2O_3 , Al-Q-O (ここで Q は B, Si, N, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni から選択される一種以上), Z-O (ここで Z は Ti, V, Cr, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W から選択される 1 種以上) 等の酸化膜, Al-N, Al-Q-N (ここで Q は B, Si, O, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni から選択される一種以上), Z-N (ここで Z は Ti, V, Cr, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W から選択される 1 種以上) 等の窒化膜等を挙げることができる。

【0249】

上記の材料から鏡面反射層 S2 を構成することにより、伝導電子をスピンの状態を保存したまま反射させるために必要な、バックド層 B2 と鏡面反射層 S2 との界面でポテンシャル障壁を形成すること、すなわち、バックド層 B2 は良好な導電体であるのに対し、鏡面反射層 S2 は電氣的に絶縁体であることが有効である。

また、鏡面反射層 S 2 として $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ や NiO などの反強磁性体を用いた場合には、この鏡面反射層 S 2 がバイアス層 6 を兼ねることができる。

【0250】

ここで、鏡面反射層 S 2 の厚さは、バックド層 B 2 の厚さとを含めた平均自由行程延長層の全体膜厚として設定されることが望ましい。

この平均自由行程延長層の膜厚、つまりバックド層 B 2 および鏡面反射層 S 2 の膜厚の合計は、5～30 オングストロームの範囲とすることができ、この平均自由行程延長層としての膜厚が、5 オングストロームよりも薄い値に設定されると、フリー磁性層 1 5 と縦バイアス層 1 6 との交換結合による交換異方性磁界が強くなりすぎて、フリー磁性層 1 5 の磁化が強固に固定されてしまい、検出すべき外部磁界が印加された場合にも、フリー磁性層 1 5 の磁化方向が回転変化することができず、センス電流の抵抗変化が起こらないため、検出感度が低下し、スピナルブ型薄膜磁気素子の再生出力特性が悪化するため、好ましくない。

また、鏡面反射層 S 2 が $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ や NiO などの反強磁性体とされ、バイアス層 6 を兼ねられる場合以外において、この平均自由行程延長層としての膜厚が、30 オングストロームよりも厚い値に設定されると、フリー磁性層 1 5 と縦バイアス層 1 6 との交換結合による交換異方性磁界が弱くなりすぎて、フリー磁性層 1 5 における磁区化制御が困難になり、磁気記録媒体からの信号の処理が不正確になる不安定性 (instability) の原因となるバルクハイゼンノイズ等が発生する可能性があり好ましくない。

鏡面反射層 S 2 がバイアス層 6 を兼ねる場合には、その上限は再生ギャップ長から決まり、概ね 500 オングストローム以下である必要がある。

【0251】

このように設定することにより、鏡面反射層 S 2 は、バックド層 B 2 と鏡面反射層 S 2 との界面付近においてポテンシャル障壁を形成し、バックド層 B 2 を移動するアップスピンの伝導電子を、フリー磁性層 1 5 と鏡面反射層 S 2 との界面付近においてスピンの状態を保存したまま反射させることができ、アップスピンの伝導電子の平均自由行程をさらに延ばして、前述したように、いわゆる鏡面反射効果を示す。

なお、本実施形態では、非磁性中間層 1 5 B と第 1 のフリー磁性層 1 5 A とでアップスピンの伝導電子の一部が散乱されてしまうが、フリー磁性層 1 5 A を第 3 の実施形態と同様の単層構造とすることで、より有効に鏡面反射効果を発現させることもできる。

【 0 2 5 2 】

このスピバルブ型薄膜磁気素子では、ハードディスクなどの記録媒体からの洩れ磁界により、図 7 に示す X 1 方向に揃えられたフリー磁性層 5 の磁化方向が変動すると、図示 Y 方向と反対方向に固定された第 2 の固定磁性層 1 3 C の磁化との関係で電気抵抗が変化し、この電気抵抗値の変化に基づく電圧変化により、磁気記録媒体からの洩れ磁界が検出される。

【 0 2 5 3 】

本実施形態においては、前述の図 6 に示す第 3 実施形態と同様の製造方法により、スピバルブ型薄膜磁気素子を製造することができる。

すなわち、基板 K 上に、下地層 1 1、縦バイアス層 1 6、バックド層 B 2、フリー磁性層 1 5、非磁性導電層 1 4、固定磁性層 1 3、反強磁性層 1 2、保護層 1 7 を順次積層して、積層膜を形成した後、この積層膜にトラック幅 T w 方向である第 1 の磁界を印加しつつ、第 1 の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層 1 2 および縦バイアス層 1 6 に交換異方性磁界を発生させて、前記第 1 の固定磁性層 1 3 A および前記第 1 フリー磁性層 1 6 A の磁化を同一方向に固定するとともに、前記縦バイアス層 1 6 の交換異方性磁界を前記反強磁性層 1 2 の交換異方性磁界よりも大とする。

ついで、トラック幅 T w 方向と直交する方向に前記前記反強磁性層 1 2 の交換異方性磁界よりも大きく前記縦バイアス層 1 6 の交換異方性磁界よりも小さい第 2 の磁界を印加しつつ、前記第 1 の熱処理温度よりも高い第 2 の熱処理温度で熱処理し、前記第 1 の固定磁性層 1 3 A に前記フリー磁性層 1 6 の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与する。

さらに、熱処理された前記積層膜をイオンミリングなどにより、その一部を除去して磁気記録トラック幅 T w に近い幅の積層体 1 9 を形成するとともに、電極下地層 1 8 a、電極層 1 8 を形成し、スピバルブ型薄膜磁気素子が得られる。

図 7 に示す本実施形態においては、下地層 1 1 の階層まで積層体 1 9 が除去されているが、これに対し、前述した図 2 3 に示すボトムタイプと同様に、非磁性導電層 1 4 の階層までを除去し、フリー磁性層 1 5 の一部とバックド層 B 2、鏡面反射層 S 2、バイアス層 1 6 を残して、その上に電極層 1 8 を形成することにより、フリー磁性層 1 5 が横方向に（トラック幅方向外側に）延びた形状とすることも可能であり、これにより、トラック幅方向でのフリー磁性層 1 5 における反磁界が減少し、トラック幅方向の磁化がより安定して再生波形の安定性がより向上する構造とすることもできる。

ここで、電極層 1 8、1 8 が、Cr、Au、Ta、W から選択される 1 種またはそれ以上からなる単層膜もしくはその多層膜で形成されたことにより、抵抗値を低減することができる。ここでは、電極層 1 8、1 8 として Ta が選択されて、Cr からなる電極下地層 1 8 a 上にエピタキシャル成長することにより形成されることにより電気抵抗値を低減することができる。

【 0 2 5 4 】

ここで、本実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、前述したように図 6 に示す第 3 実施形態と同様の効果を奏するとともに、フリー磁性層 1 5 を 2 層からなる手段、いわゆる、シンセティックフェリフリー型（synthetic-ferr i-free type）としたことにより、フリー磁性層 1 5 全体の磁化方向を僅かな大きさの外部磁界により変動させることができ、またフリー磁性層 1 5 自体の厚さが極端に薄くならないので、スピバルブ型薄膜磁気素子の感度を高くすることができる。

また、縦バイアス層 1 6 とフリー磁性層 1 5 と間にバックド層 B 2 と鏡面反射層 S 2 とが積層されており、これらバックド層 B 2 の膜厚と鏡面反射層 S 2 とからなる平均自由行程延長層の膜厚との設定により、図 6 に示す第 3 実施形態におけるバックド層 B 2 と同様に、フリー磁性層 1 5 と縦バイアス層 1 6 との交換結合磁界の大きさを制御可能であるとともに、バックド層 B 2 のスピンフィルター効果により平均自由行程の延びたアップスピンの伝導電子を、バックド層 B 2 と鏡面反射層 S 2 との界面付近で鏡面反射することができるので、このアップスピンの伝導電子の平均自由行程をさらに延ばすことが可能となり、いわゆる鏡面反

射効果を示すために、磁気抵抗変化率をより高くすることができる。

したがって、シンセティックフェリフリー層（フリー磁性層 1 5）による外部磁界の感度の向上と、バックド層 B 2 のスピフィルター効果、鏡面反射層 S 2 の鏡面反射効果による磁気抵抗変化率の向上と、を同時に発揮させることができる。

【 0 2 5 5 】

なお、前述した図 1 ないし図 6 に示す第 1 ないし第 3 実施形態においても、それぞれ、平均自由行程延長層を、それぞれバックド層と鏡面反射層とからなるものとすることもでき、バックド層のスピフィルター効果、鏡面反射層の鏡面反射効果による磁気抵抗変化率の向上とを同時に発揮させることができる。

【 0 2 5 6 】

さらに、前述の、図 1 ないし図 7 に示す第 1 ないし第 4 実施形態においても、それぞれ、鏡面反射層を固定磁性層の非磁性導電層に接しない位置、および、フリー磁性層の非磁性導電層に接しない位置に設けることにより、鏡面反射効果（specular reflection effect）による伝導電子の平均自由行程をさらに見かけ上増大することができ、その場合、 $\Delta R / R$ （抵抗変化率）のより大きな GMR 効果を観測することができ、スピバルブ型薄膜磁気素子の再生出力特性を向上することができる。

【 0 2 5 7 】

次に、本発明の薄膜磁気ヘッドについて詳しく説明する。

図 1 3 は、本発明の薄膜磁気ヘッドの一例を示した斜視図である。

この薄膜磁気ヘッドは、ハードディスク装置などの磁気記録媒体に搭載される浮上式のものである。この薄膜磁気ヘッドのスライダ 2 5 1 は、図 1 3 において符号 2 3 5 で示す側がディスク面の移動方向の上流側に向くリーディング側で、符号 2 3 6 で示す側がトレーリング側である。このスライダ 2 5 1 のディスクに対向する面では、レール状の ABS 面（エアーベアリング面：レール部の浮上面）2 5 1 a、2 5 1 a、2 5 1 b と、エアーグループ 2 5 1 c、2 5 1 c とが形成されている。

そして、このスライダ 2 5 1 のトレーリング側の端面 2 5 1 d には、磁気コア

部250が設けられている。

【0258】

この例で示す薄膜磁気ヘッドの磁気コア部250は、図14および図15に示す構造の複合型磁気ヘッドであり、スライダ251のトレーリング側端面251d上に、MRヘッド（読出ヘッド）h1と、インダクティブヘッド（書込ヘッド）h2とが順に積層されて構成されている。

【0259】

この例のMRヘッドh1は、基板を兼ねるスライダ251のトレーリング側端部に形成された磁性合金からなる下部シールド層253上に、下部ギャップ層254が設けられている。そして、下部ギャップ層254上には、磁気抵抗効果素子層245が積層されている。この磁気抵抗効果素子層245上には、上部ギャップ層256が形成され、その上に上部シールド層257が形成されている。この上部シールド層257は、その上に設けられるインダクティブヘッドh2の下部コア層と兼用にされている。

このMRヘッドh1は、ハードディスクのディスクなどの磁気記録媒体からの微小の漏れ磁界の有無により、磁気抵抗効果素子層245の抵抗を変化させ、この抵抗変化を読み取ることで記録媒体の記録内容を読み取るものである。

【0260】

前記MRヘッドh1に設けられている磁気抵抗効果素子層245には、上述したスピンバルブ型薄膜磁気素子が備えられている。

前記スピンバルブ型薄膜磁気素子は、薄膜磁気ヘッド（再生用ヘッド）を構成する最も重要なものである。

【0261】

また、インダクティブヘッドh2は、下部コア層257の上に、ギャップ層264が形成され、その上に平面的に螺旋状となるようにパターン化されたコイル層266が形成されている。前記コイル層266は、第1の絶縁材料層267Aおよび第2の絶縁材料層267Bに囲まれている。第2絶縁材料層267Bの上に形成された上部コア層268は、ABS面251bにて、その磁極端部268aを下部コア層257に、磁気ギャップGの厚みをあけて対向させ、図14およ

び図 1 5 に示すように、その基端部 2 6 8 b を下部コア層 2 5 7 と磁氣的に接続させて設けられている。

また、上部コア層 2 6 8 の上には、アルミナなどからなる保護層 2 6 9 が設けられている。

【 0 2 6 2 】

このようなインダクティブヘッド h 2 では、コイル層 2 6 6 に記録電流が与えられ、コイル層 2 6 6 からコア層に記録磁束が与えられる。そして、前記インダクティブヘッド h 2 は、磁気ギャップ G の部分での下部コア層 2 5 7 と上部コア層 2 6 8 の先端部からの漏れ磁界により、ハードディスクなどの磁気記録媒体に磁気信号を記録するものである。

【 0 2 6 3 】

本発明の薄膜磁気ヘッドを製造するには、まず、図 1 4 に示す磁性材料製の下部シールド層 2 5 3 上に下部ギャップ層 2 5 4 を形成した後、磁気抵抗効果素子層 2 5 4 を形成する前記スピバルブ型薄膜磁気素子を成膜する。その後、前記スピバルブ型薄膜磁気素子の上に、上部ギャップ層 2 5 6 を介して上部シールド層 2 5 7 を形成すると、MRヘッド（読出ヘッド）h 1 が完成する。

続いて、前記MRヘッドh 1の上部シールド層2 5 7と兼用である下部コア層2 5 7の上に、ギャップ層2 6 4を形成し、その上に螺旋状のコイル層2 6 6を、第1の絶縁材料層2 6 7 Aおよび第2の絶縁材料層2 6 7 Bで囲むように形成する。さらに、第2絶縁材料層2 6 7 Bの上に上部コア層2 6 8を形成し、上部コア層2 6 8の上に、保護層2 6 9を設けることによって薄膜磁気ヘッドとされる。

【 0 2 6 4 】

このような薄膜磁気ヘッドは、上述したスピバルブ型薄膜磁気素子が備えられてなる薄膜磁気ヘッドであるので、耐熱性、信頼性に優れ、アシンメトリーの小さい薄膜磁気ヘッドとなる。

【 0 2 6 5 】

なお、薄膜磁気ヘッドのスライダ部分の構成およびインダクティブヘッドの構成は、図 1 3 ～図 1 5 に示すものに限定されず、その他の種々の構造のスライダ

およびインダクティブヘッドを採用することができるのは勿論である。

【 0 2 6 6 】

(実施例)

本発明では、エクスチェンジバイアス方式のシングルスピバルブ型薄膜磁気素子において、縦バイアス層とフリー磁性層との間に平均自由行程延長層として形成されたバックド層の膜厚と、縦バイアス層からフリー磁性層への交換バイアス磁界の大きさおよび抵抗変化率 $\Delta R/R$ との関係について計測した。

実験に使用したスピバルブ型薄膜磁気素子は、図 1 に示す第 1 実施形態と同じように、ボトムタイプとされ、固定磁性層が 1 層からなる構造を有するスピバルブ型薄膜磁気素子である。

ここで、バックド層の組成を Cu とし、その膜厚を 0 ～ 40 オングストロームとして変化したものを形成した。

さらに、基板には下地層としてアルミナからなる層が形成されており、その上には、反強磁性層 (PtMn)、第 1 固定磁性層 (Co)、非磁性中間層 (Ru)、第 2 固定磁性層 (Co)、非磁性導電層 (Cu)、フリー磁性層 (Co/NiFe)、バックド層 (Cu)、縦バイアス層 (PtMn)、保護層 (Ta) が順次積層されて積層体を形成しており、この積層体における各層の膜厚は、下から

Si 基板 / Alumina 1000 / PtMn 150 / Co 15 / Ru 8 / Co 25 / Cu 25 / Co 5 / NiFe 15 / Cu 0 ～ 50 / PtMn 200 / Ta 20 (各数字はそれぞれの膜厚のオングストローム単位に対応する)

に設定されている。

ここで、フリー磁性層は Co 層と NiFe 層との 2 層からなるものとされ、合計の膜厚としては 20 オングストロームとなっている。

【 0 2 6 7 】

次に、このスピバルブ型薄膜磁気素子において、バックド層の膜厚と、縦バイアス層からフリー磁性層への交換バイアス磁界の大きさとの関係を測定した。

ここで、バックド層の膜厚とは、図 1 における Z 方向の寸法である。

その結果を、図 11 に示す。

図 1 1 は、スピバルブ型薄膜磁気素子のバックド層の厚みに対する、フリー磁性層と縦バイアス層との交換結合磁界（交換バイアス磁界）の大きさの関係を示すグラフである。

【 0 2 6 8 】

次に、このスピバルブ型薄膜磁気素子において、バックド層の膜厚と、抵抗変化率 $\Delta R / R$ の大きさとの関係を測定した。ここで、バックド層の膜厚とは、図 1 における Z 方向の寸法である。

その結果を、図 1 2 に示す。

図 1 2 は、スピバルブ型薄膜磁気素子のバックド層の厚みと抵抗変化率（ $\Delta R / R$ ）との関係を示すグラフである。

【 0 2 6 9 】

図 1 1 に示すように、縦バイアス層とフリー磁性層との間に設けたバックド層の厚みの増加に対して、フリー磁性層と縦バイアス層との交換結合磁界（交換バイアス磁界）の大きさが減少することが解る。

したがって、バックド層の厚みを設定することにより、フリー磁性層と縦バイアス層との交換結合磁界の大きさを制御可能である。

ここで、フリー磁性層と縦バイアス層との交換結合磁界は強いほうがフリー磁性層の磁区が安定し、バルクハイゼンノイズ等の再生波形の不安定性を防止することができるが、強くなりすぎると、フリー磁性層の磁化方向がなかなか回転せず、感度が鈍る。この場合、交換バイアス磁界は、 $3 \sim 13 \text{ kA/m}$ の範囲であることが好ましく、図 1 1 に示す結果から、対応するバックド層の膜厚としては、 $15 \sim 25$ オングストロームの範囲であることが好ましいことが解る。

【 0 2 7 0 】

この実施例においては、フリー磁性層が比較的薄いために、フリー磁性層に作用する交換バイアス磁界を比較的大きく減衰させて設定する必要がある、したがって、バックド層の適正膜厚を比較的厚めの範囲に設定している。

バックド層に対する適正膜厚範囲は、非磁性導電層の材質や、フリー磁性層の材質および膜厚等に依存するが、本発明においては $5 \sim 30$ オングストロームの範囲に設定する。

このバックド層の膜厚範囲においては、図 1 2 に示すように、スピバルブ型薄膜磁気素子の抵抗変化率 $\Delta R / R$ の大きさが増加することが解る。

これにより、フリー磁性層の異方性磁界 (H_k) が大きくなって外部から作用する漏れ磁界に対するフリー磁性層内での磁化の方向の変動が鈍くなることを防止することができるとともに、バックド層のスピンフィルター効果により、抵抗変化率を向上して、スピバルブ型薄膜磁気素子としての出力特性を向上することが可能となることが解る。

【 0 2 7 1 】

【発明の効果】

本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子およびその製造方法、およびこのスピバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドによれば、以下の効果を奏する。

(1) 前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との間に、前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との交換結合磁界の大きさを制御するとともに伝導電子の平均自由行程を延長するための平均自由行程延長層が形成されたことにより、フリー磁性層と縦バイアス層との交換結合による交換異方性磁界を適正な範囲に設定することが可能となる。このため、フリー磁性層と縦バイアス層との交換結合による交換異方性磁界が強くなりすぎ、フリー磁性層の磁化が強固に固定されてしまうことを防止することができ、検出すべき外部磁界が印加された場合に、このフリー磁性層の磁化方向が回転変化してセンス電流の抵抗変化を生じて、スピバルブ型薄膜磁気素子の十分な検出感度を得ることが可能となる。

同時に、前記フリー磁性層と前記縦バイアス層との間に伝導電子の平均自由行程を延長するための平均自由行程延長層が形成されたことにより、フリー磁性層の磁化方向を設定するための交換結合による交換異方性磁界を発生するための縦バイアス層の膜厚を略一定に設定することが可能となるため、フリー磁性層を単磁区化しやすく、サイドリーディングを防止することができ、磁気記録密度の高密度化により一層対応することが可能となる。また、バイアス層の膜厚が不均一な場合に発生していた、フリー磁性層内に磁壁ができて単磁区化が妨げられ、磁化の不均一が発生し、スピバルブ型薄膜素子において、磁気記録媒体からの信号の処理が不正確になる不安定性 (instability) の原因となるバルクハイゼン

ノイズ等が発生することを防止し、再生波形の安定性 (stability) の向上を図ることができる。

(2) 前記平均自由行程延長層として、Au、Ag、Cuからなる群から選択された非磁性導電材料から構成されるバックド層により、磁気抵抗効果に寄与する＋スピン (上向きスピン: up spin) の電子における平均自由行程 (mean free path) をのばし、いわゆるスピントリニクス効果 (spin filter effect) によりスピントリニクス型薄膜素子において、大きな $\Delta R/R$ (抵抗変化率) が得られ、高密度記録化に対応できるものとすることができる。

(3) 前記バックド層の膜厚が、5～30オングストロームの範囲に設定されることにより、フリー磁性層と縦バイアス層との交換結合による交換異方性磁界の大きさを適正に制御することができるとともに、スピントリニクス効果による抵抗変化率の増加を効率よく発現することができ、検出感度の低下を防止でき、磁気記録媒体からの信号の処理が不正確になる不安定性 (instability) の原因となるバルクハイゼンノイズ等の発生を防止することができる。

(4) 前記平均自由行程延長層として、伝導電子のスピン状態を保存する鏡面反射を生じる確率の高いエネルギーギャップを形成可能な絶縁材料からなる鏡面反射層を有してなることで、磁気抵抗効果に寄与する＋スピンの電子における平均自由行程 (mean free path) をのばし、いわゆる、鏡面反射効果 (specular effect) によって、スピントリニクス型薄膜磁気素子において、大きな $\Delta R/R$ (抵抗変化率) が得られ、高密度記録化に対応できるものとすることができる。

(5) 前記バックド層の膜厚が、5～30オングストロームの範囲に設定されることにより、フリー磁性層と縦バイアス層との交換結合による交換異方性磁界の大きさを適正に制御することができるとともに、鏡面反射効果による抵抗変化率の増加を効率よく発現することができ、検出感度の低下を防止でき、磁気記録媒体からの信号の処理が不正確になる不安定性 (instability) の原因となるバルクハイゼンノイズ等の発生を防止することができる。

(6) 前記一対の電極層は、少なくとも、フリー磁性層の膜面方向両側に位置されてなるか、または、少なくとも、フリー磁性層、非磁性導電層、固定磁性層の膜面方向両側に位置されてなることにより、少なくとも、反強磁性層、固定磁

性層、非磁性導電層、フリー磁性層、縦バイアス層の積層された積層体に対して膜厚方向積層体の両側に位置されてなることができ、フリー磁性層や非磁性導電層に比べて抵抗値の高い反強磁性層および縦バイアス層を介さずに、電極層からフリー磁性層付近にセンス電流を与える割合を向上することができる。また、GMR効果において磁気抵抗変化率 ($\Delta R/R$) に寄与する、前記積層体と電極層との間の接続抵抗を低減することができ、スピンバルブ型薄膜磁気素子の磁気抵抗変化率をより向上させることが可能となる。

また、これによりフリー磁性層の単磁区化を保った状態として電極層からフリー磁性層付近に直接センス電流を与えることができるため、サイドリーディングを防止することができ、磁気記録密度の高密度化により一層対応することが可能となる。

(7) 前記固定磁性層を、反強磁性層側の第1の固定磁性層と、前記第1の固定磁性層に非磁性中間層を介して形成され、前記第1の固定磁性層の磁化方向と反平行に磁化方向が揃えられた第2の固定磁性層とを具備するものとして形成し、固定磁性層をフェリ磁性状態とされてなる手段、いわゆる、シンセティックフェリピンド型 (synthetic-ferri-pinned type) とすることができ、これにより、反強磁性層と第1の固定磁性層との界面で発生する交換結合磁界 (交換異方性磁界) H_{ex} を大きくすることができ、2つに分断された固定磁性層のうち一方が他方の固定磁性層を適正な方向に固定する役割を担い、固定磁性層の状態を非常に安定した状態に保つことが可能となる。

さらに、反強磁性層と固定磁性層との交換結合磁界 H_{ex} を大きな値として得ることにより、固定磁性層の状態を熱的にも安定した状態に保つことができるため、後述するように、低い前記第1の熱処理温度 (アニール温度) により、反強磁性層と固定磁性層との交換結合磁界 H_{ex} を発生させ、固定磁性層の磁化を安定させた後、この反強磁性層と固定磁性層との交換結合磁界 H_{ex} より小さな磁界を印加するとともに、上記の第1の熱処理温度より高い第2の熱処理温度でフリー磁性層と縦バイアス層との交換結合磁界 H_{ex} を発生させる際に、十分な反強磁性層と固定磁性層との交換結合磁界 H_{ex} を安定した状態とするとともに、固定磁性層の磁化方向を傾けないことが可能なために、固定磁性層の固定磁化方

向の制御を、より容易におこなうことができる。

(8) また、2つに分断された固定磁性層により、この固定磁性層の固定磁化による反磁界（双極子）磁界のフリー磁性層への影響を低減し、フリー磁性層の変動磁化の方向を所望の方向に補正することがより容易になり、アシンメトリの小さい優れたスピバルブ型薄膜磁気素子とするために、フリー磁性層の変動磁化の方向を制御することを、より容易にすることができる。

また、固定磁性層の固定磁化による反磁界（双極子磁界） H_d は、素子高さ方向において、その端部で大きく中央部で小さいという、不均一な分布を持ち、フリー磁性層内における単磁区化が妨げられる場合があるが、固定磁性層を上記の積層構造とすることにより、双極子磁界 H_d をほぼ $H_d = 0$ にし、これによって、フリー磁性層内に磁壁ができて単磁区化が妨げられ、磁化の不均一が発生し、スピバルブ型薄膜磁気素子において、磁気記録媒体からの信号の処理が不正確になる不安定性（instability）の原因となるバルクハイゼンノイズ等が発生することを防止することができる。

(9) 前記反強磁性層は、 $X-Mn$ （ただし、 X は、 Pt 、 Pd 、 Ru 、 Ir 、 Rh 、 Os のうちから選択される1種の元素を示す。）の式で示される合金からなり、 X が37～63原子%の範囲であることが望ましく、さらにまた、上記のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、前記反強磁性層が、 $X'-Pt-Mn$ （ただし、 X' は、 Pd 、 Cr 、 Ru 、 Ni 、 Ir 、 Rh 、 Os 、 Au 、 Ag 、 Ne 、 Ar 、 Xe 、 Kr のうちから選択される1種または2種以上の元素を示す。）の式で示される合金からなり、 $X' + Pt$ が37～63原子%の範囲であることまたは、反強磁性層に、 $X-Mn$ の式で示される合金または $X'-Pt-Mn$ の式で示される合金を用いたスピバルブ型薄膜磁気素子とすることで、前記反強磁性層に従来から使用されている NiO 合金、 $FeMn$ 合金、 $NiMn$ 合金などを用いたものと比較して、交換結合磁界が大きく、またブロッキング温度が高く、さらに耐食性に優れているなどの優れた特性を有するスピバルブ型薄膜磁気素子とすることができる。

(10) 前記反強磁性層および前記縦バイアス層に、 Pt 、 Pd 、 Rh 、 Ru 、 Ir 、 Os 、 Au 、 Ag 、 Cr 、 Ni 、 Ne 、 Ar 、 Kr 、 Xe のうちの少な

くとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金を用いることにより、前記合金の性質を利用して、1度目の熱処理で固定磁性層またはフリー磁性層のうち基板に近い側の層の磁化方向を固定し、2度目の熱処理でフリー磁性層または固定磁性層のうち基板から遠い側の層の磁化方向を前記固定磁性層またはフリー磁性層のうち基板に近い側の層の磁化方向と交差する方向に揃えるので、固定磁性層またはフリー磁性層のうち基板に近い側の層の磁化方向に悪影響を与えることなく、前記フリー磁性層または固定磁性層のうち基板から遠い側の層の磁化方向を前記固定磁性層またはフリー磁性層のうち基板から近い側の層の磁化方向と交差する方向に揃えることができ、耐熱性に優れたスピバルブ型薄膜磁気素子を得ることができる。

(11) 少なくともフリー磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されスピバルブ型薄膜磁気素子とした場合、2つに分断されたフリー磁性層どうしの間に交換結合磁界が発生し、フェリ磁性状態とされ、外部磁界に対して感度よく反転できるものとなる。

(12) 上記のスピバルブ型薄膜磁気素子が備えられてなることを特徴とする薄膜磁気ヘッドによって、前記課題を解決することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明に係るスピバルブ型薄膜磁気素子の第1実施形態を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

【図2】 本発明の第1の実施形態であるスピバルブ型薄膜磁気素子を示す断面図である。

【図3】 図1に示したスピバルブ型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、基板上の積層膜にリストオフレジストを形成した状況を示す断面図である。

【図4】 図1に示したスピバルブ型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、電極層を形成した状況を示す断面図である。

【図5】 本発明に係るスピバルブ型薄膜磁気素子の第2実施形態を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

【図 6】 本発明に係るスピバルブ型薄膜磁気素子の第 3 実施形態を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

【図 7】 本発明に係るスピバルブ型薄膜磁気素子の第 4 実施形態を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

【図 8】 スピバルブ型薄膜磁気素子においてバックド層によるスピフィルター効果への寄与を説明するための模式説明図である。

【図 9】 スピバルブ型薄膜磁気素子において鏡面反射層による鏡面反射効果への寄与を説明するための模式説明図である。

【図 10】 図 5 に示すスピバルブ型薄膜磁気素子のフリー磁性層の M-H 曲線を示す図である。

【図 11】 スピバルブ型薄膜磁気素子のバックド層の厚みに対する、フリー磁性層と縦バイアス層との交換結合磁界（交換バイアス磁界）の大きさの関係を示すグラフである。

【図 12】 スピバルブ型薄膜磁気素子のバックド層の厚みと抵抗変化率（ $\Delta R/R$ ）との関係を示すグラフである。

【図 13】 本発明の薄膜磁気ヘッドの一例を示した斜視図である。

【図 14】 図 13 に示した薄膜磁気ヘッドの磁気コア部を示した断面図である。

【図 15】 図 14 に示した薄膜磁気ヘッドを示した概略斜視図である。

【図 16】 $Pt_{55.4}Mn_{44.6}$ 合金及び $Pt_{54.4}Mn_{45.6}$ 合金の交換異方性磁界の熱処理温度依存性を示すグラフである。

【図 17】 Pt_mMn_{100-m} 合金の交換異方性磁界の Pt 濃度（m）依存性を示すグラフである。

【図 18】 図 16 および図 17 に示すグラフのデータの測定に用いられたスピバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

【図 19】 図 16 および図 17 に示すグラフのデータの測定に用いられたスピバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

【図 2 0】 図 1 に示したスピバルブ型薄膜磁気素子の電極層における構成の一例を示す断面図である。

【図 2 1】 図 1 に示したスピバルブ型薄膜磁気素子の電極層における構成の他の例を示す断面図である。

【図 2 2】 図 1 に示したスピバルブ型薄膜磁気素子の電極層における構成の他の例を示す断面図である。

【図 2 3】 図 1 に示したスピバルブ型薄膜磁気素子の電極層における構成の他の例を示す断面図である。

【図 2 4】 従来のスピバルブ型薄膜磁気素子の一例を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

【図 2 5】 従来のスピバルブ型薄膜磁気素子の他の例を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

【図 2 6】 従来のスピバルブ型薄膜磁気素子の他の例を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

【符号の説明】

- K…基板
- 1…下地層
- 2…反強磁性層
- 3…固定磁性層
- 3 A…第 1 の固定磁性層
- 3 B…非磁性中間層
- 3 C…第 2 の固定磁性層
- 4…非磁性導電層
- 5…フリー磁性層
- 5 A…第 1 フリー磁性層
- 5 B…非磁性中間層
- 5 C…第 2 フリー磁性層
- 6…縦バイアス層
- 7…保護層

8 …電極層

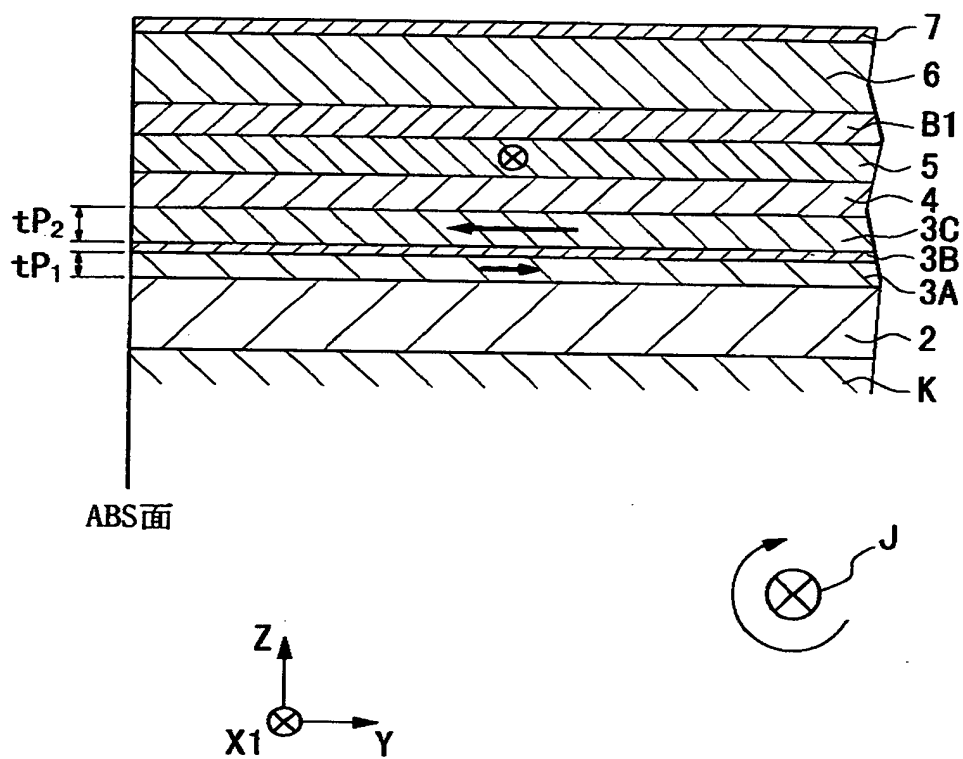
8 a …電極下地層

9 …積層体

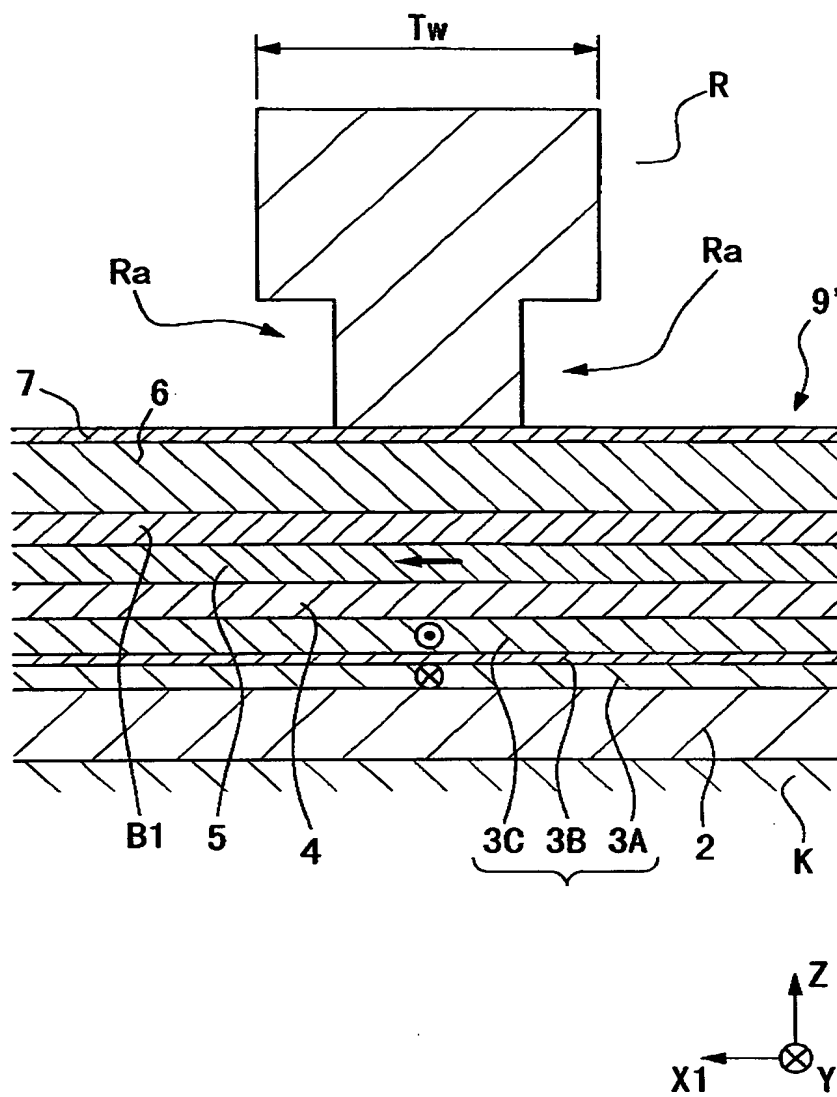
B 1, B 2 …バックド層 (平均自由行程延長層)

S 1, S 2 …鏡面反射層 (平均自由行程延長層)

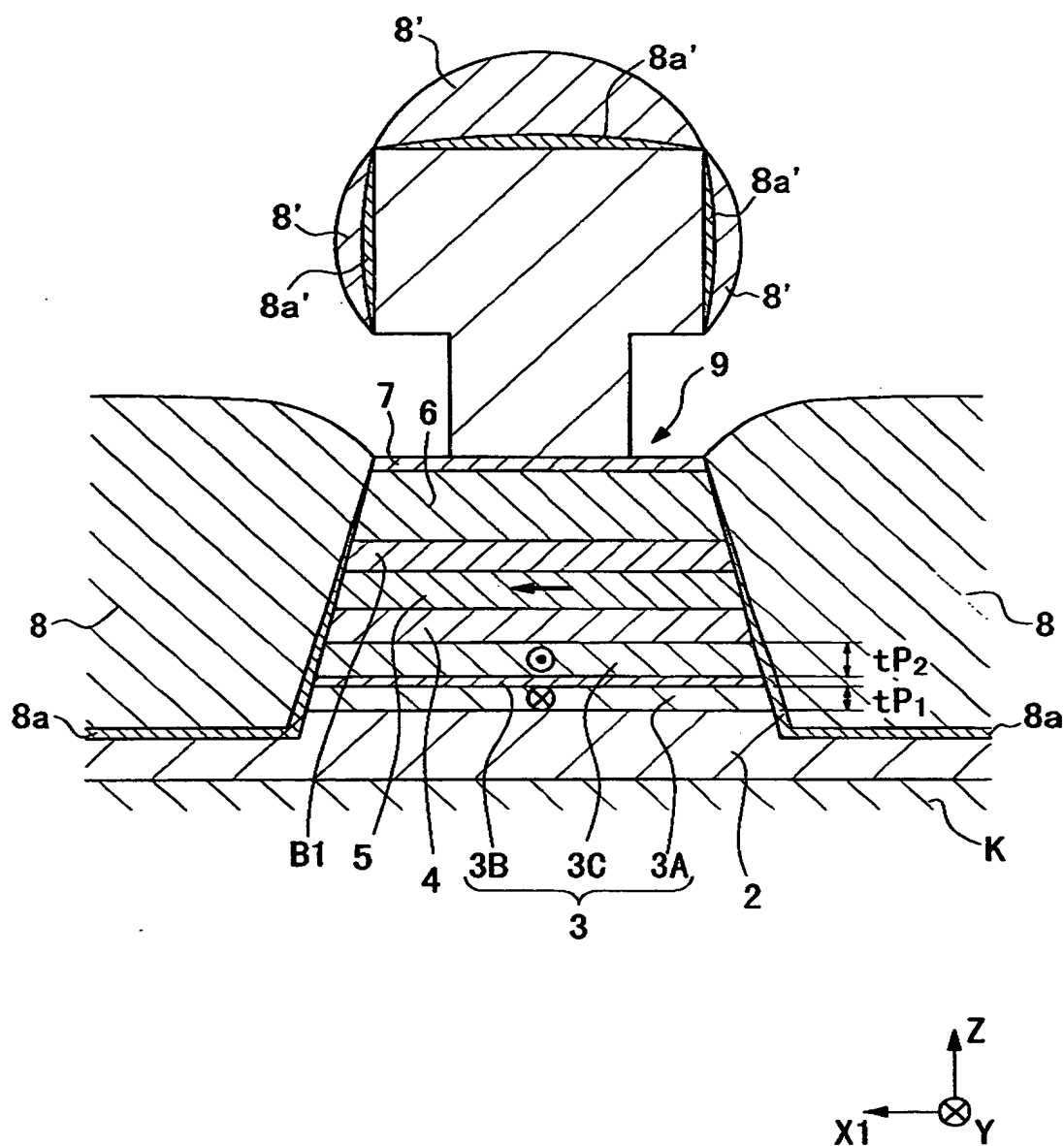
【図 2】



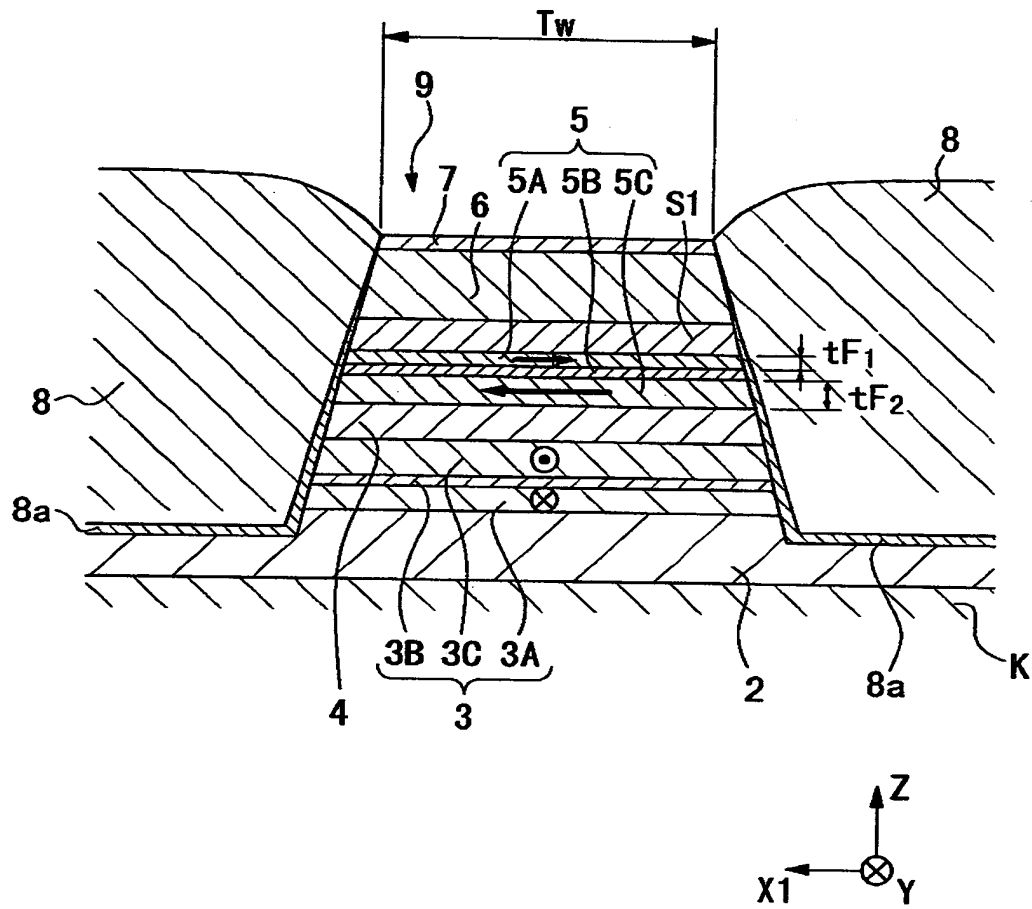
【図3】



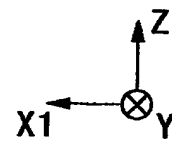
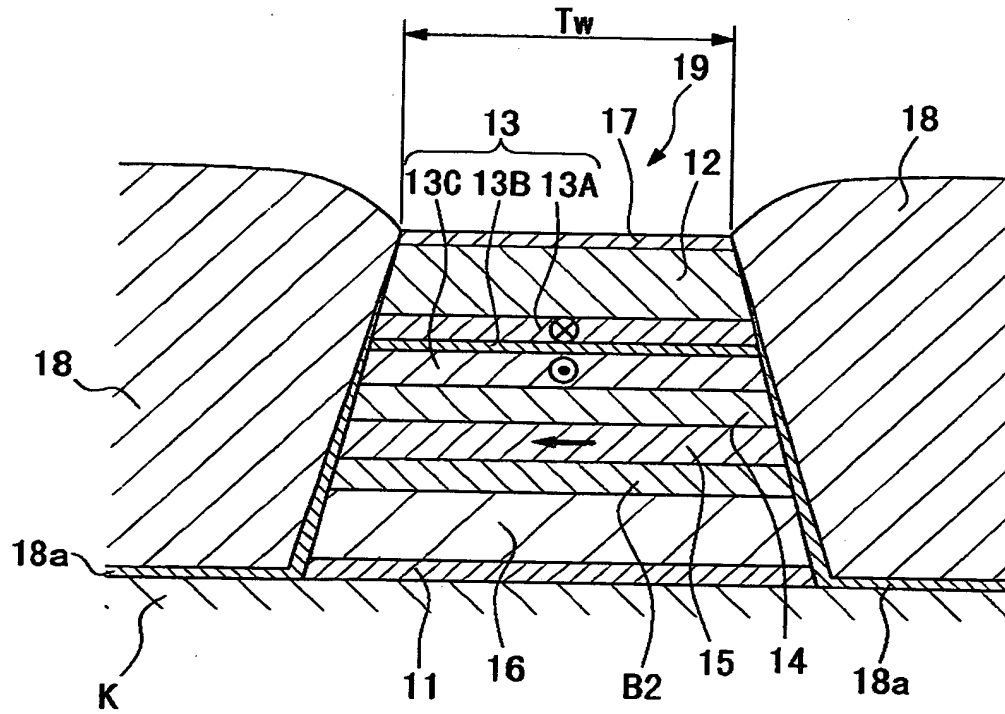
【図4】



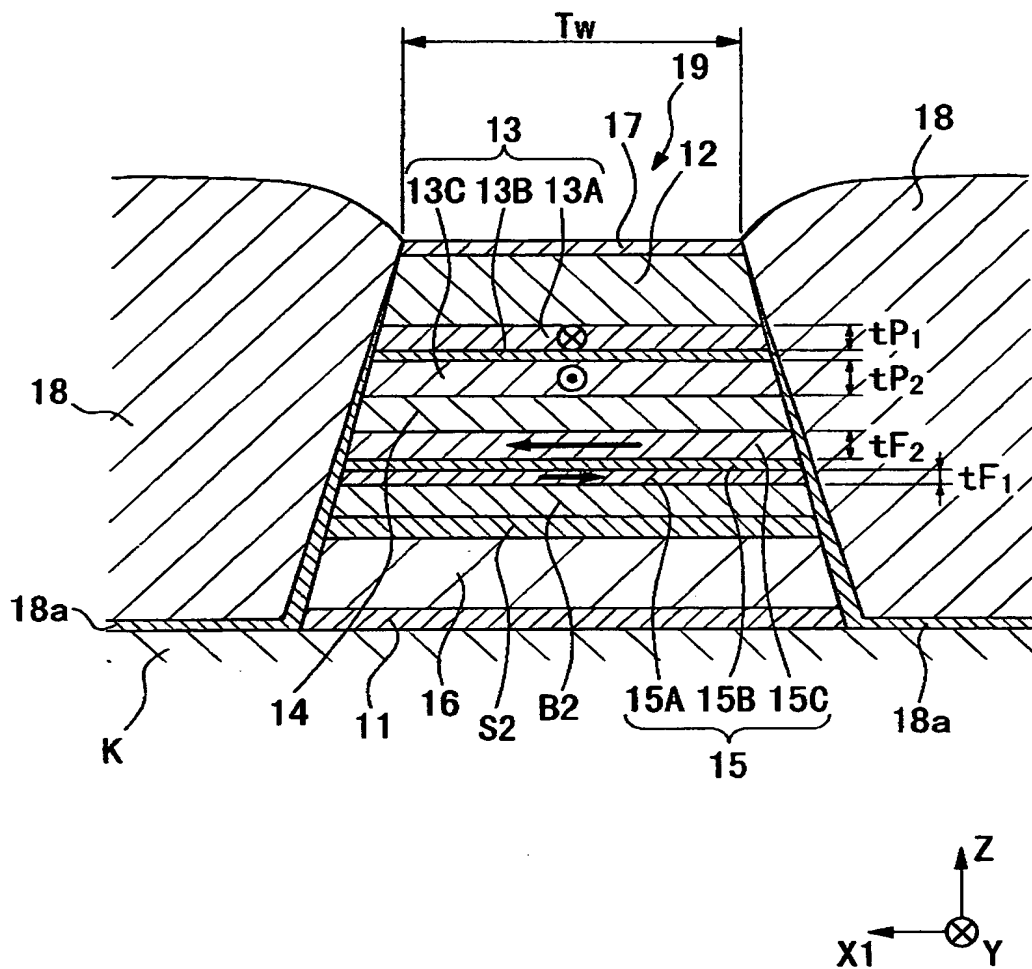
【図 5】



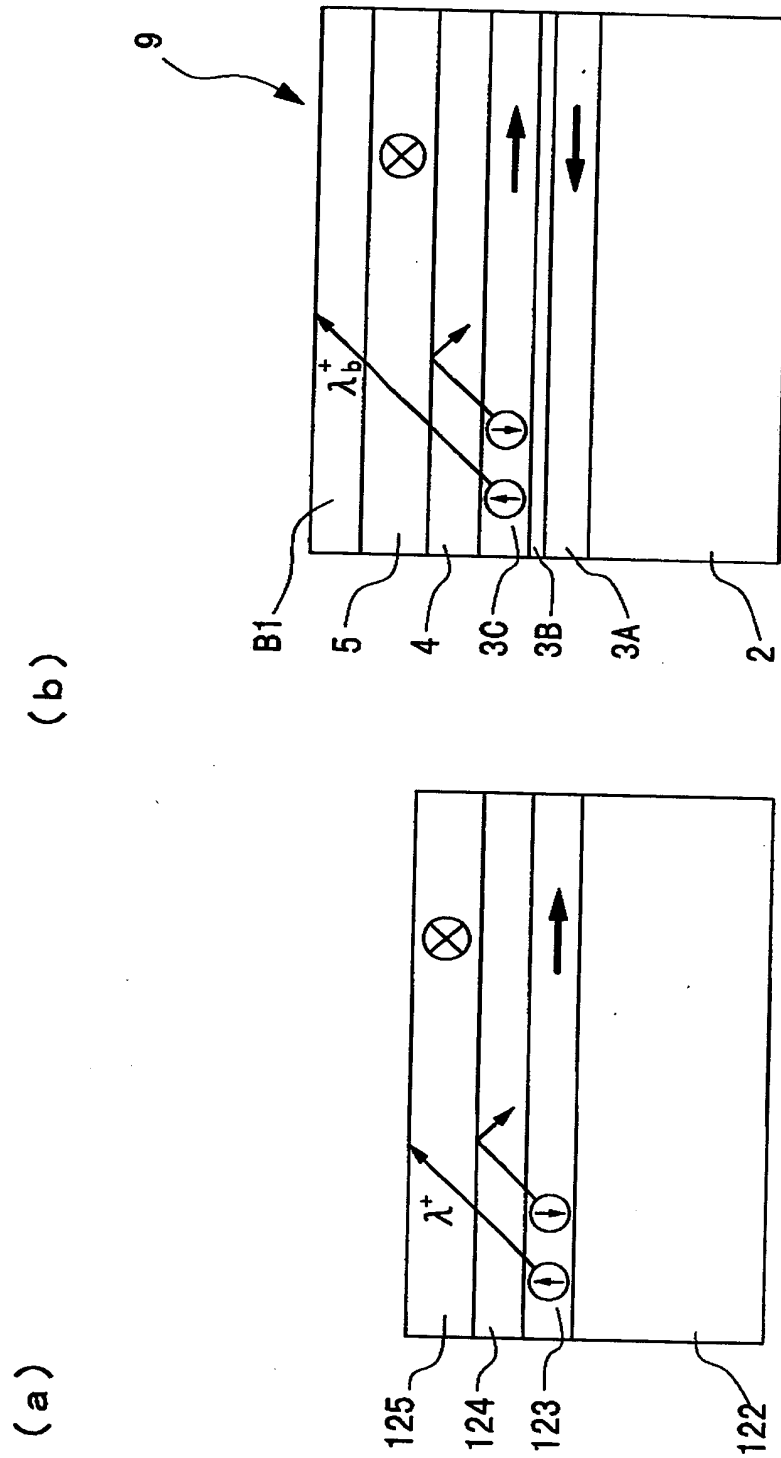
【図6】



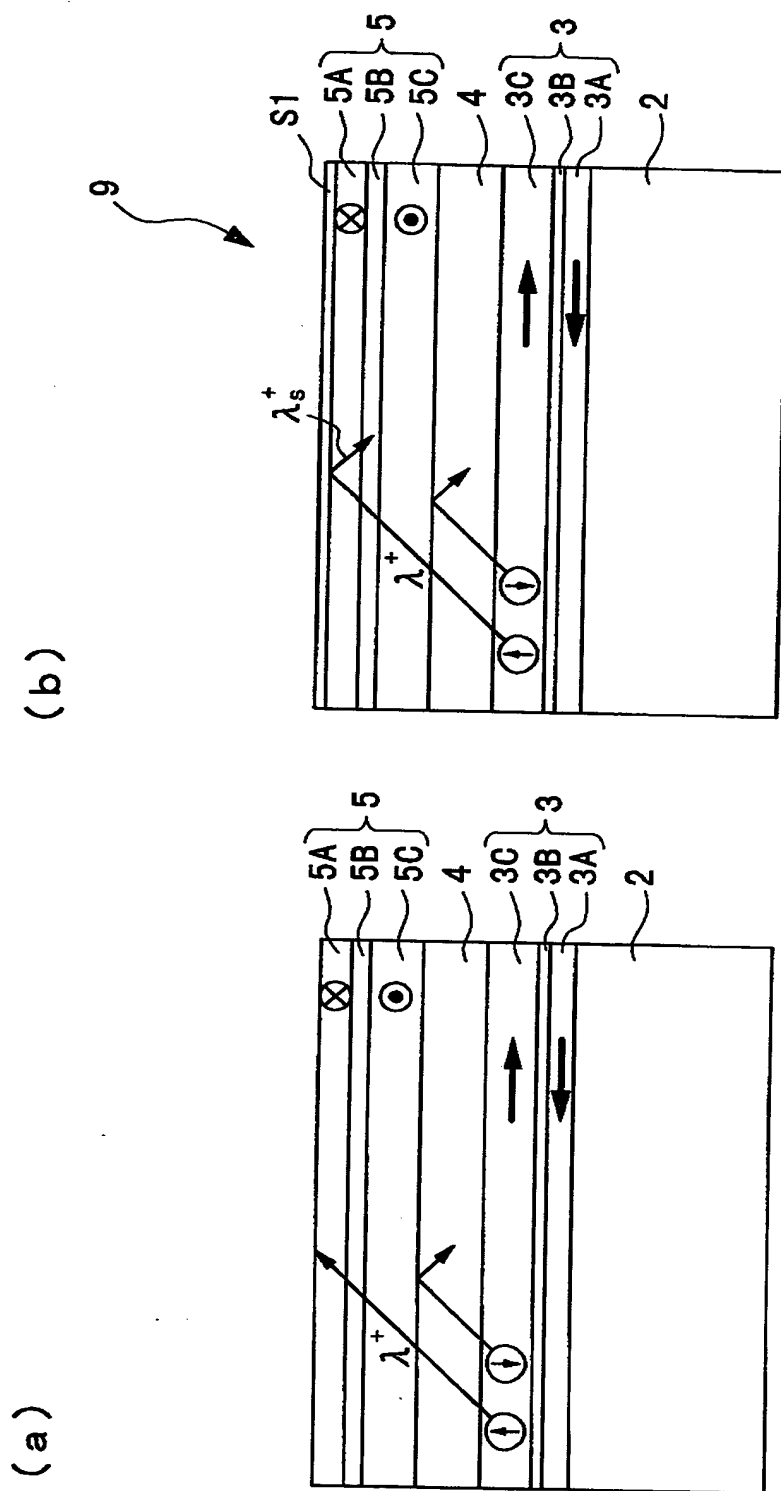
【図 7】



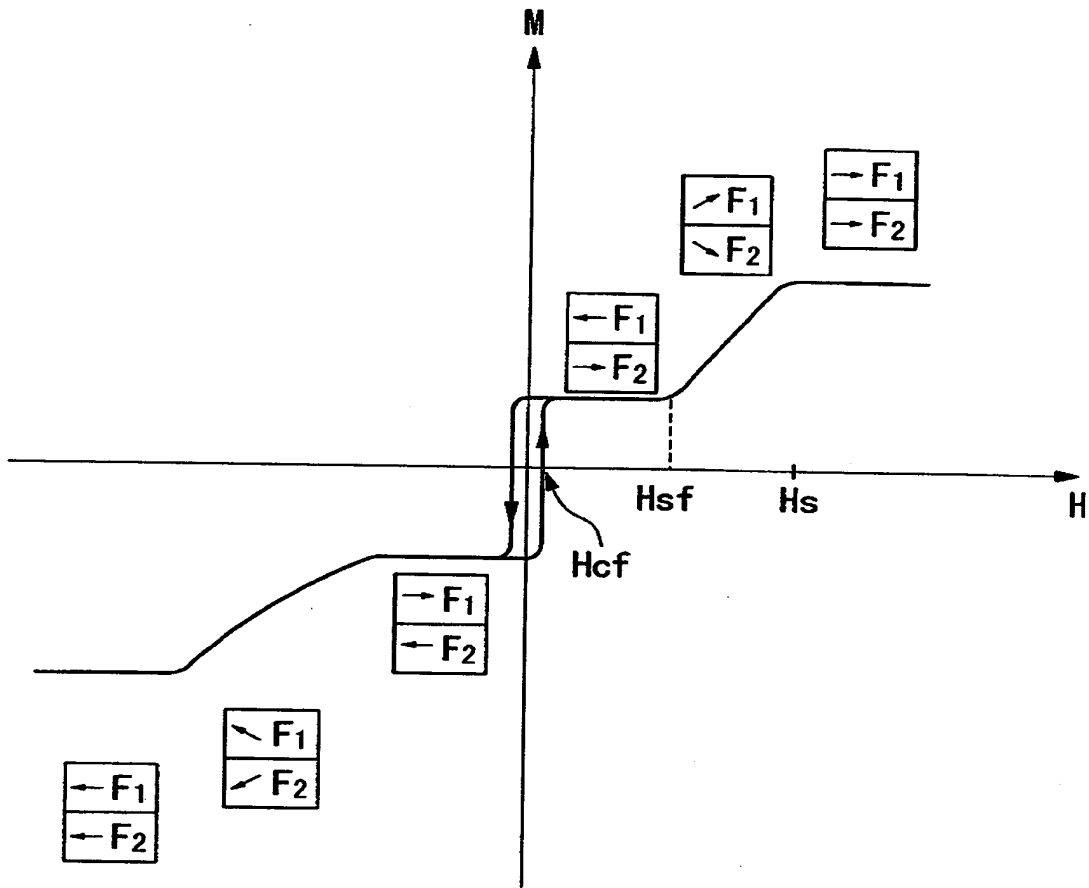
【図 8】



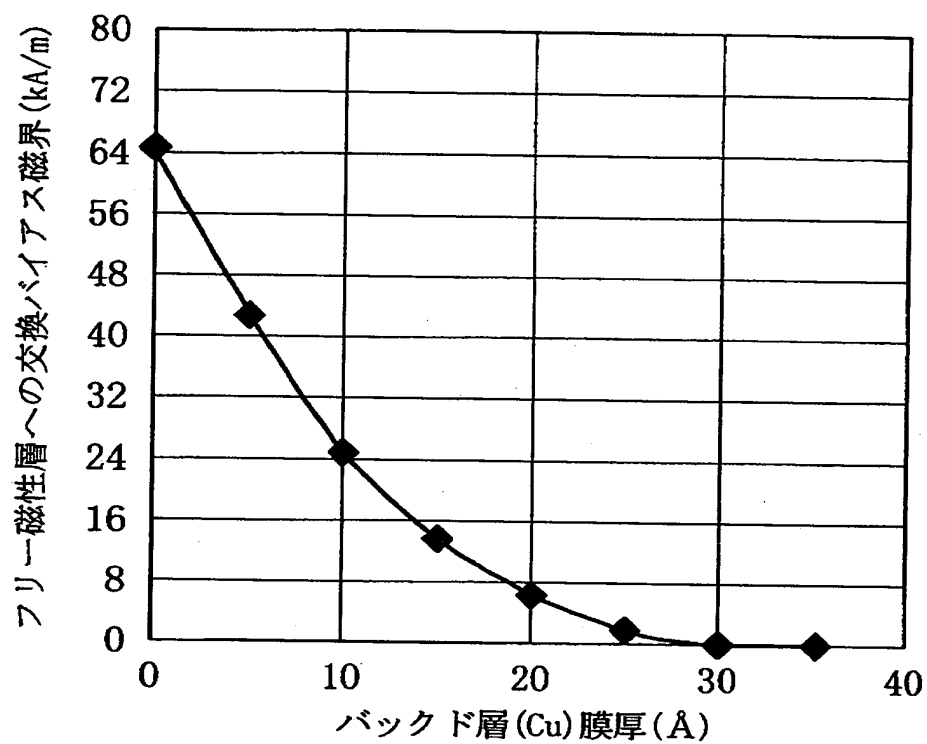
【図9】



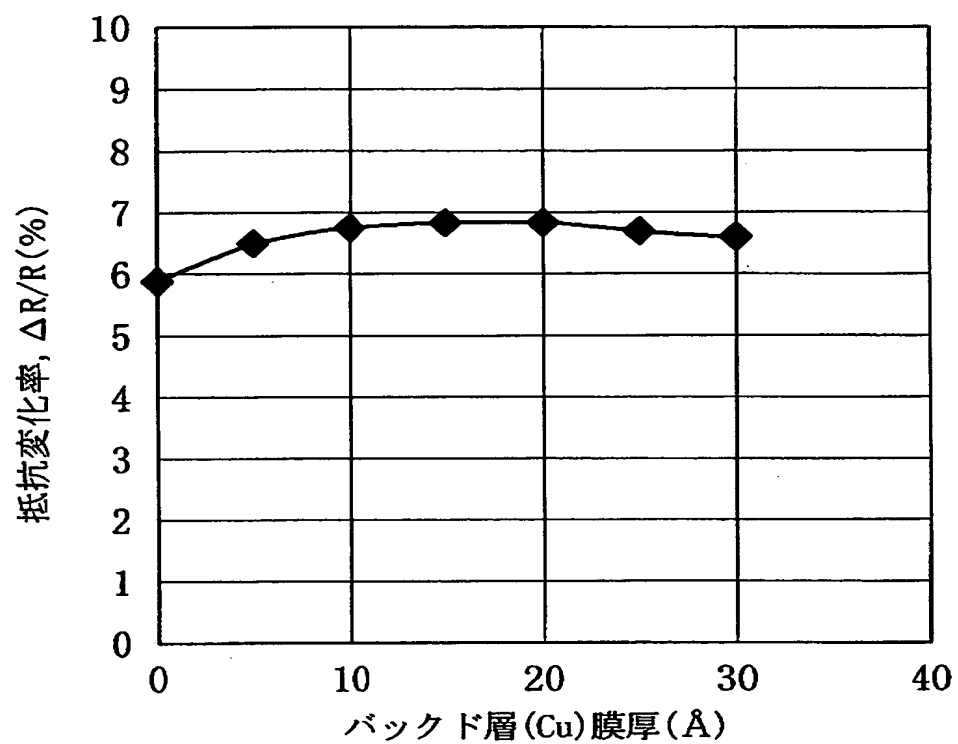
【図 1 0】



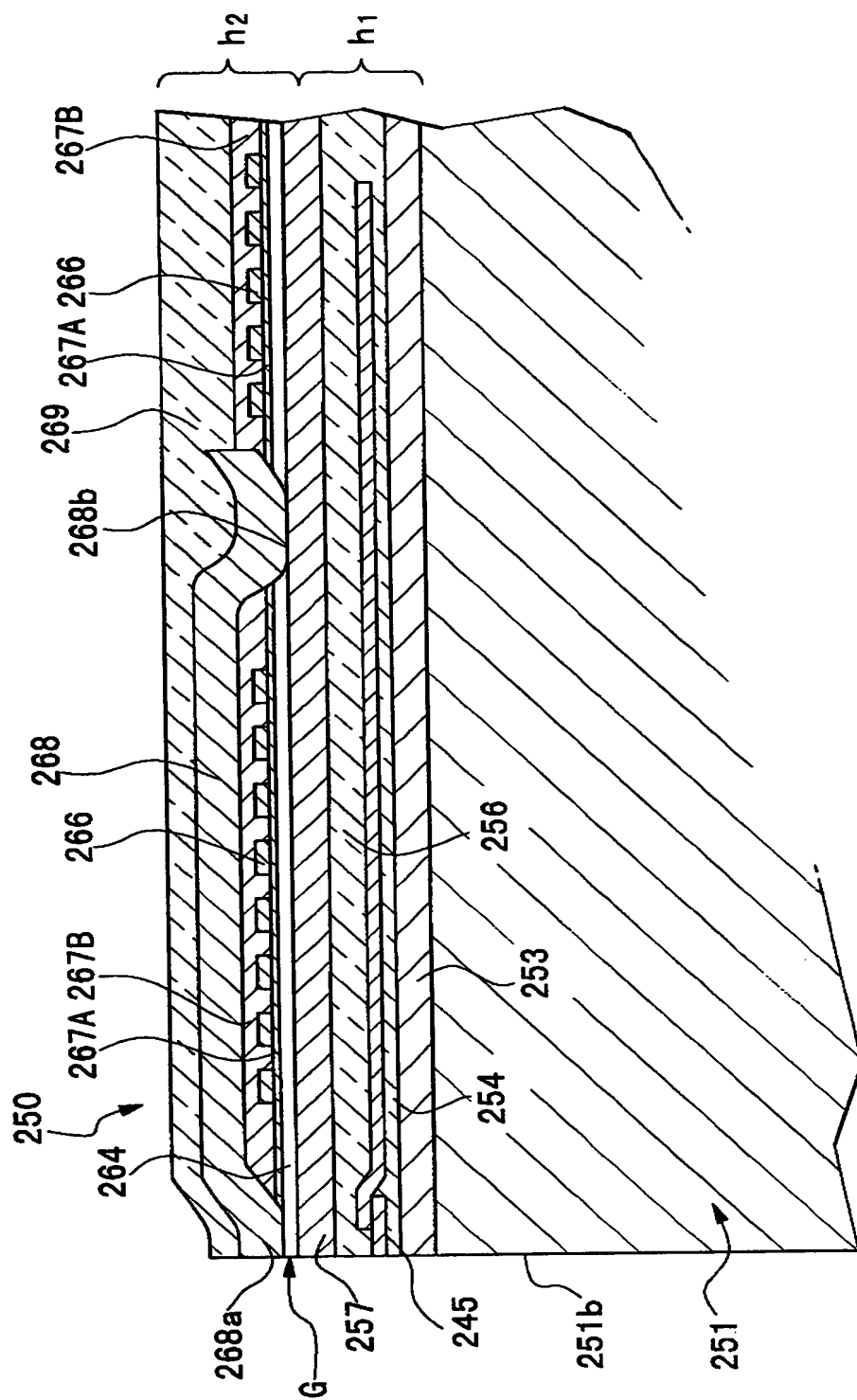
【図 1 1】



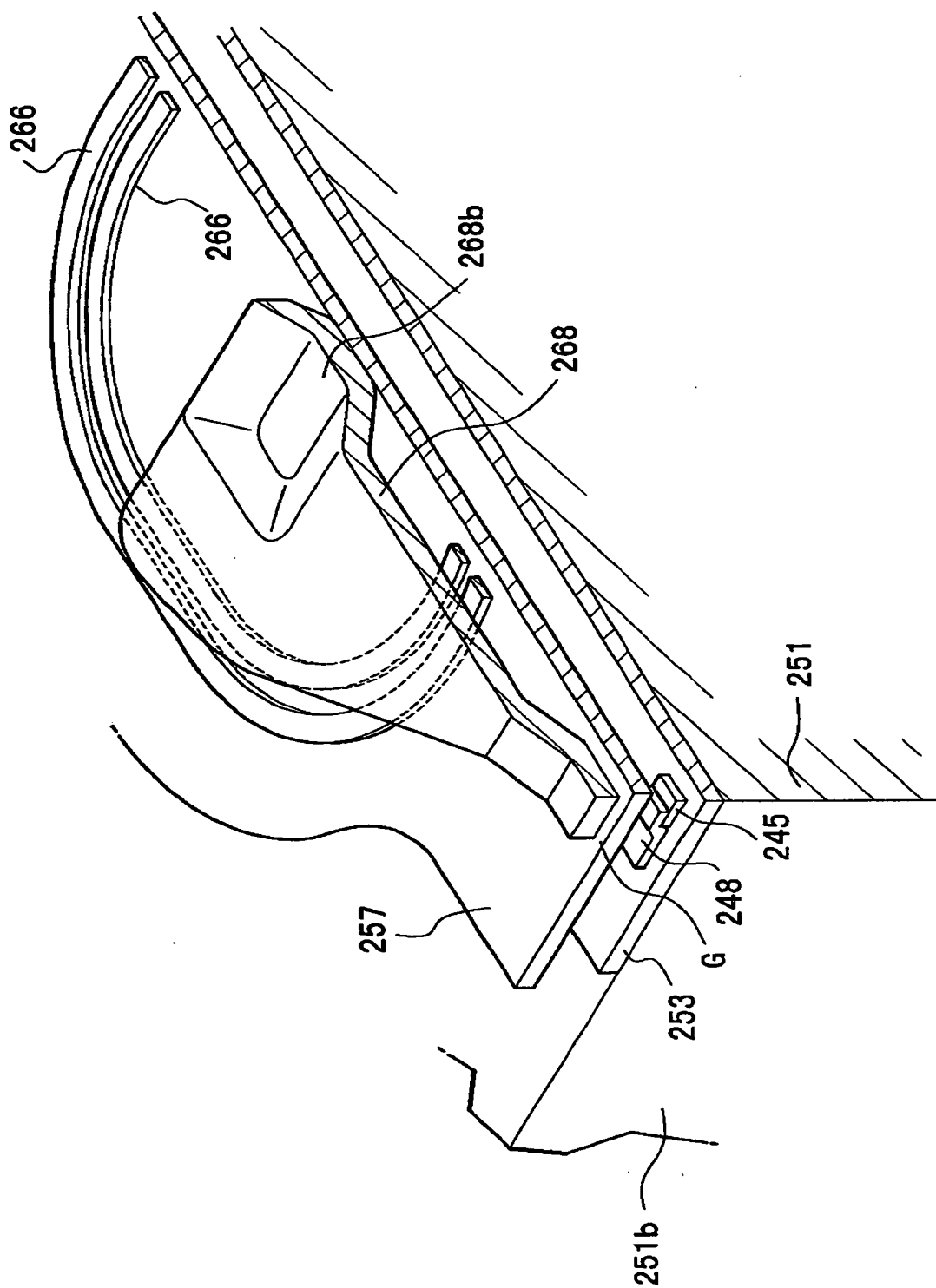
【図 12】



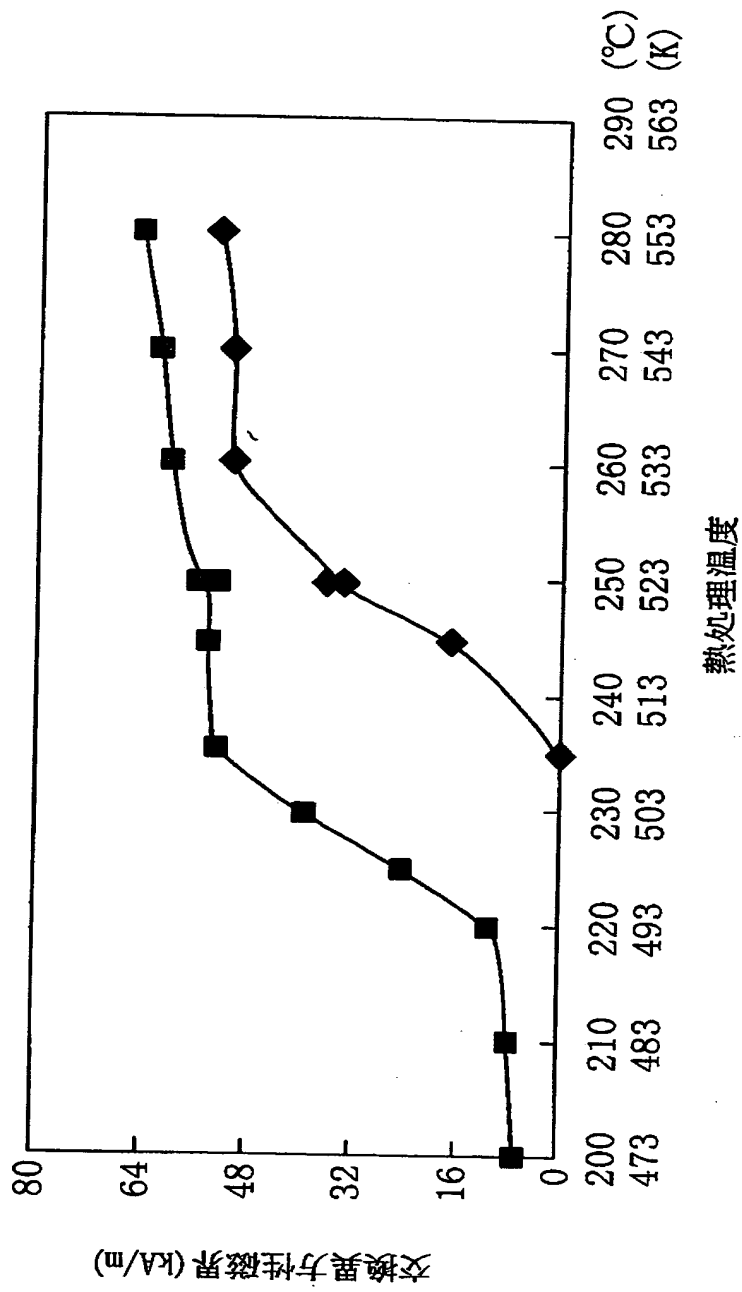
【図14】



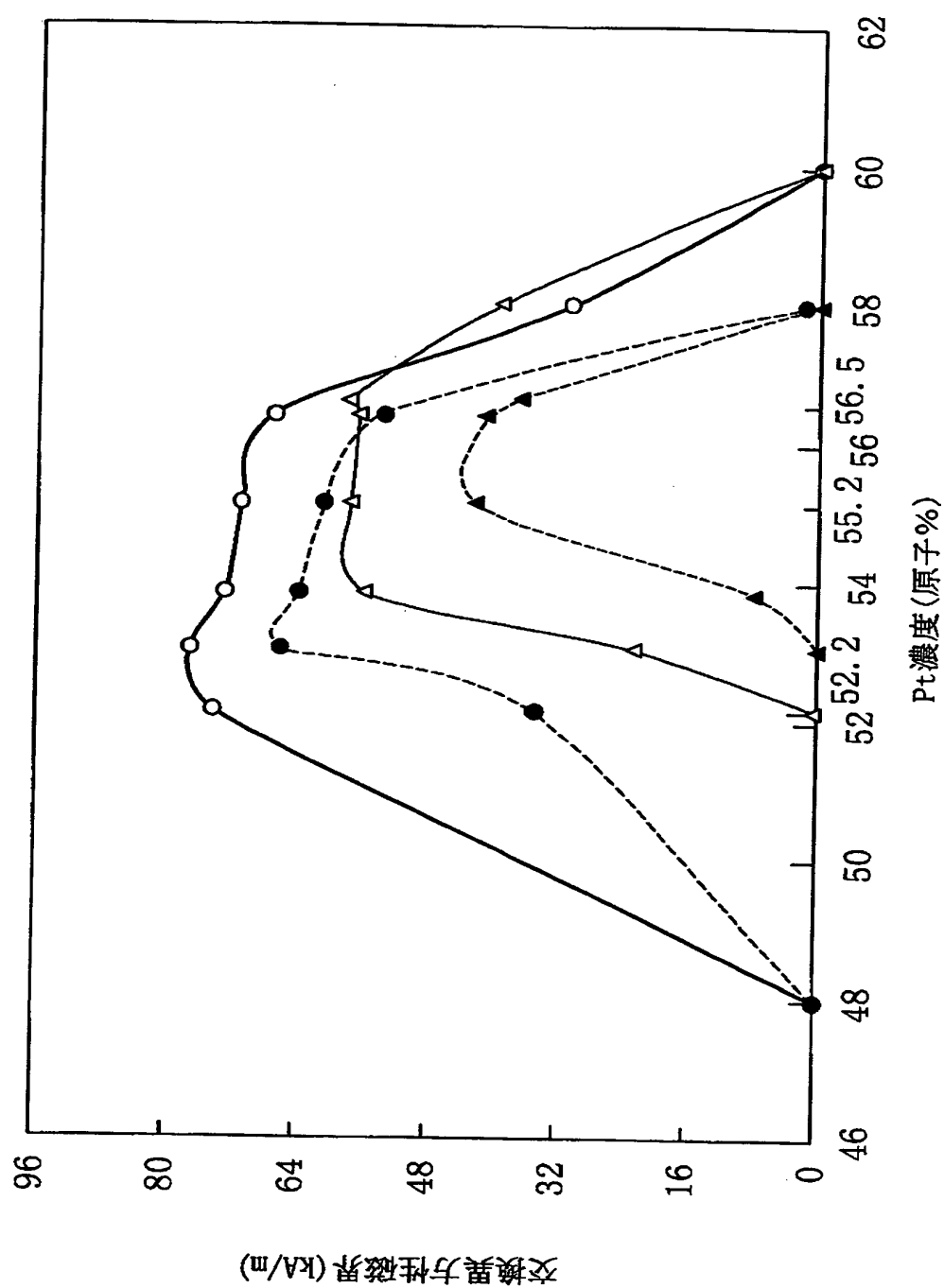
【図 15】



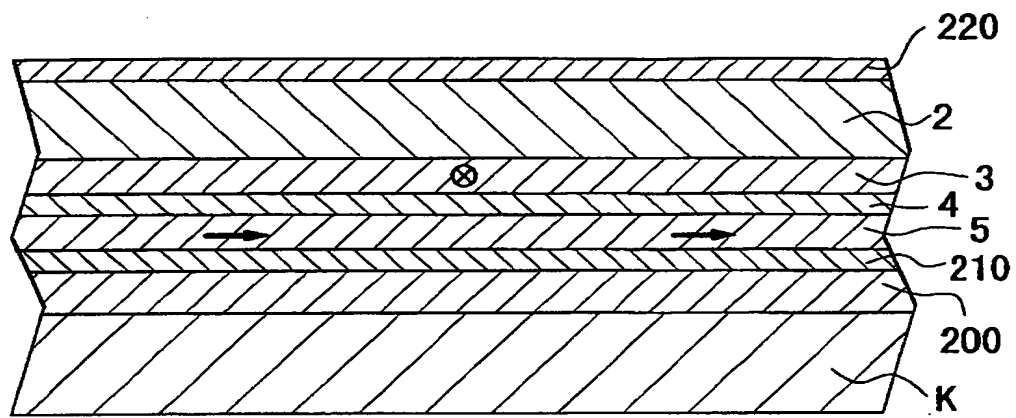
【図16】



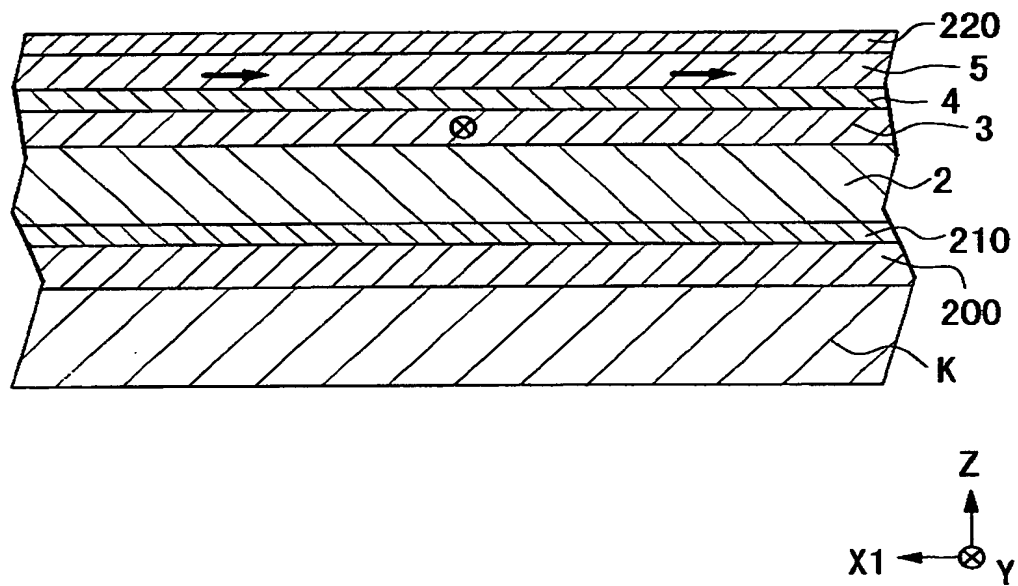
【図17】



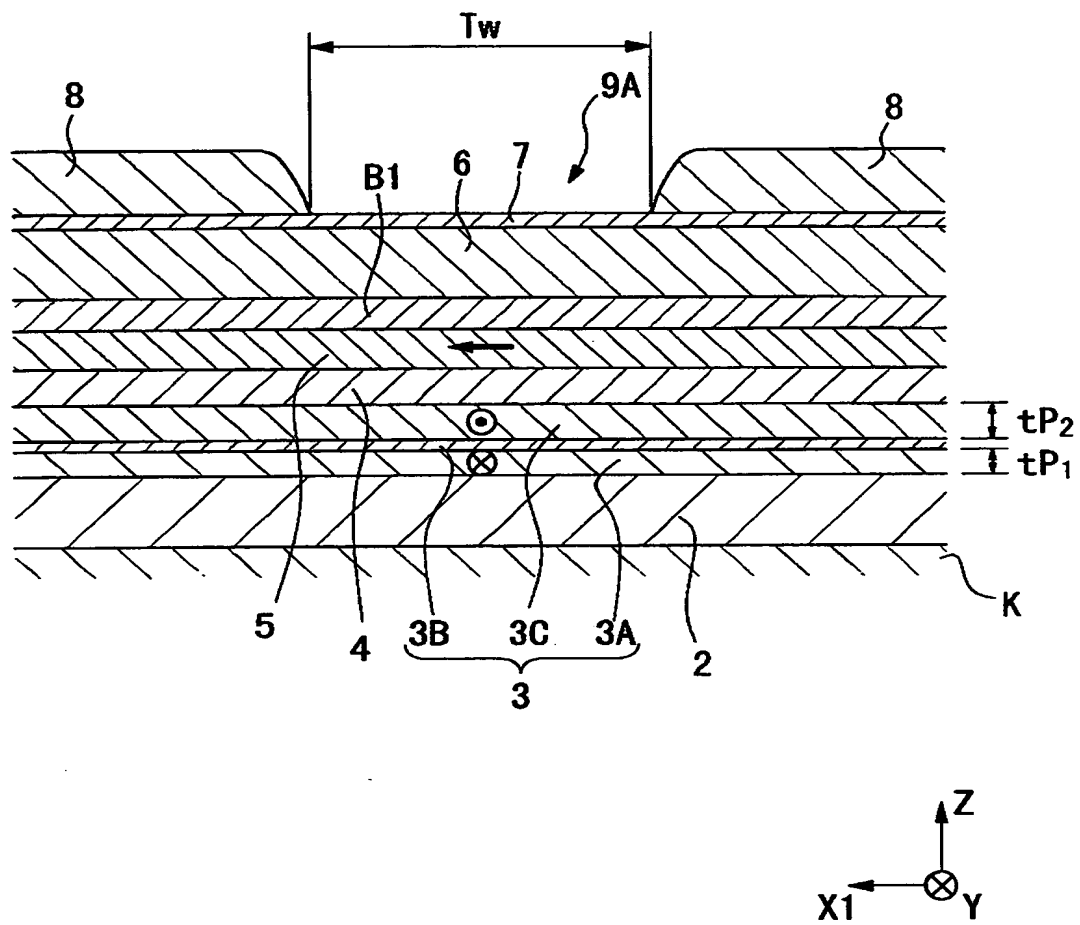
【図 18】



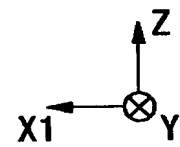
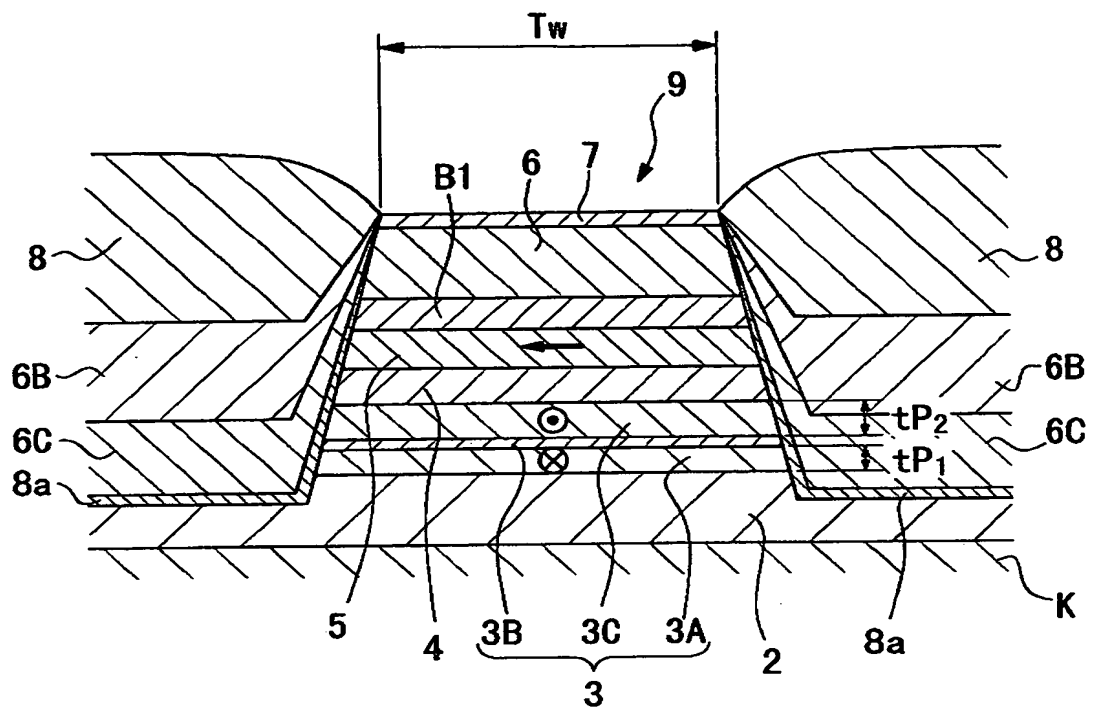
【図 19】



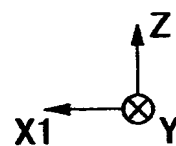
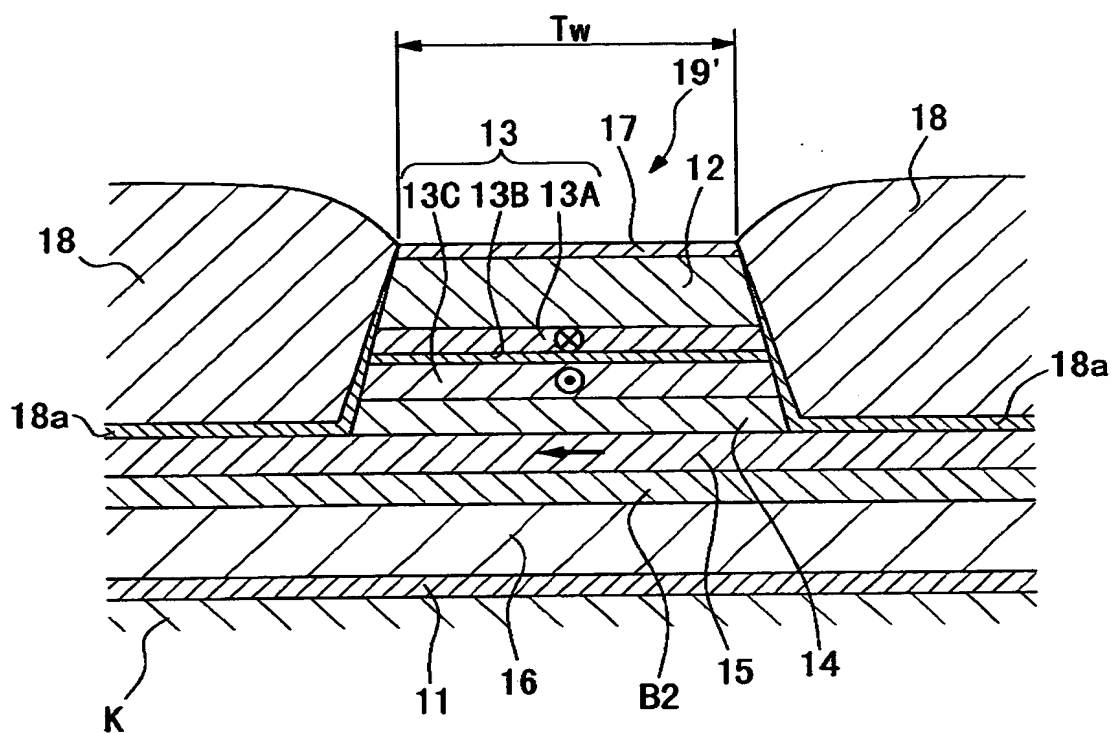
【図 21】



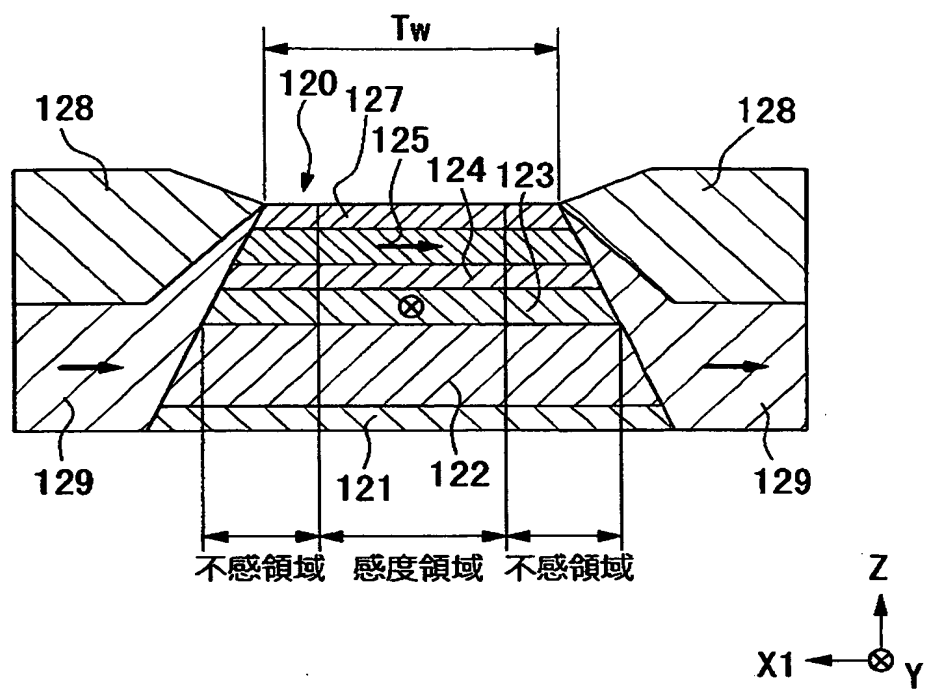
【図 22】



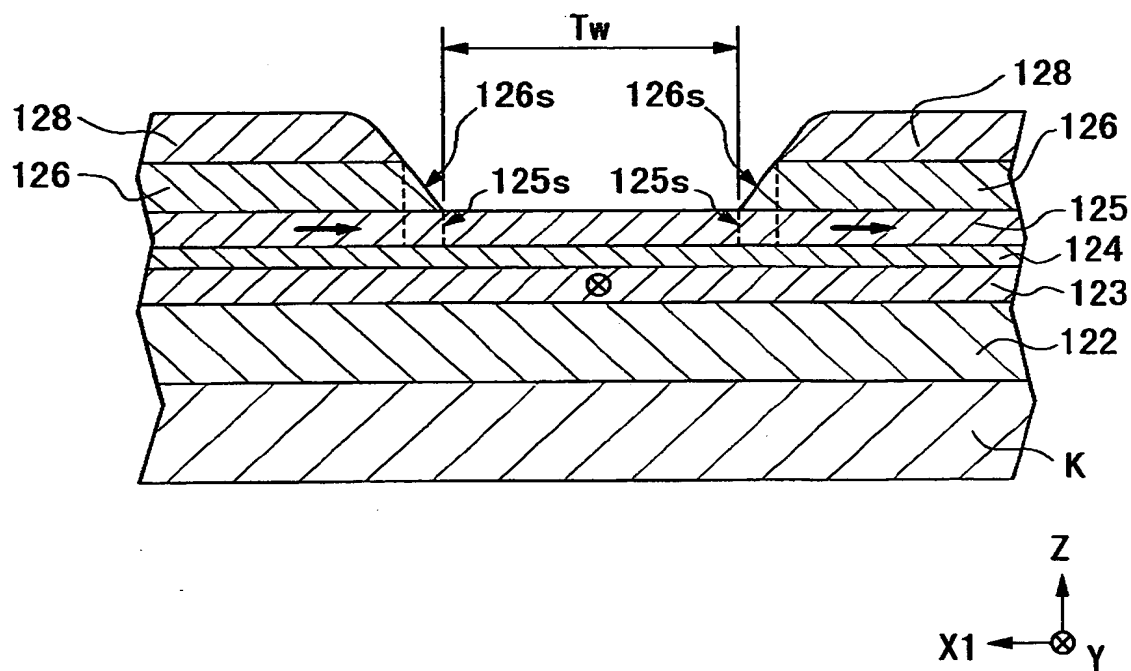
【図 2 3】



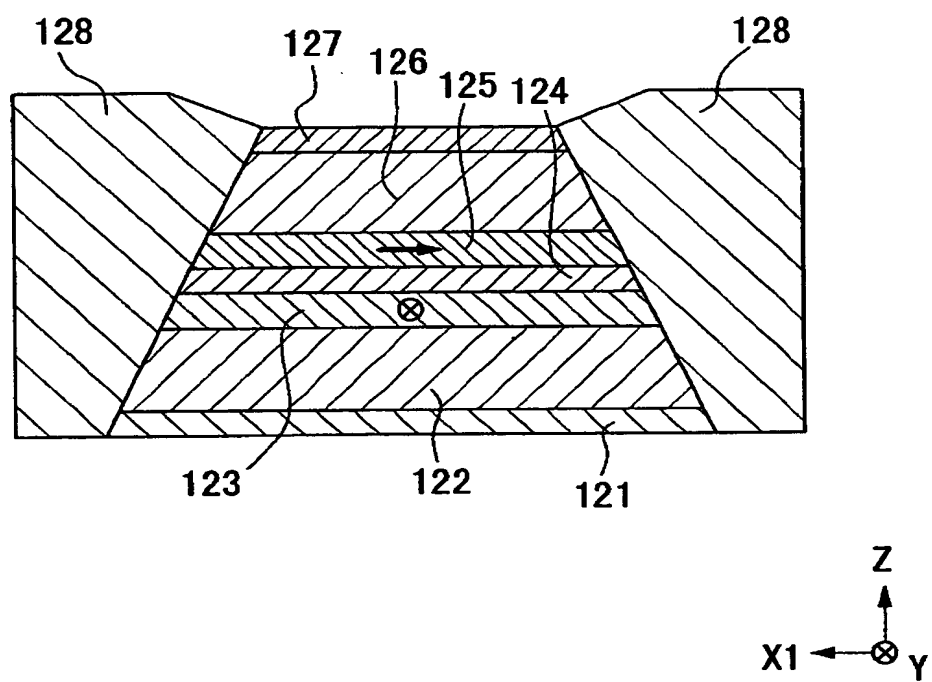
【図 24】



【図 25】



【図 2 6】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 狭トラック化に対応して、スピバルブ型薄膜磁気素子における出力特性の向上を図り、アシンメトリーを小さくし、サイドリーディング発生の防止を図り、再生波形の安定性 (stability) の向上と、スピバルブ型薄膜磁気素子における検出感度の向上と、 $\Delta R/R$ (抵抗変化率) の向上を図る。

【解決手段】 基板K上に、反強磁性層2、固定磁性層3、非磁性導電層4、フリー磁性層5、バックド層 (平均自由行程延長層) B1、縦バイアス層6が積層されてなる積層体9と、この積層体9の両側に形成された電極層8とを有する。

【選択図】 図1

認定・付加情報

特許出願の番号	特願2000-025659
受付番号	50000116388
書類名	特許願
担当官	第八担当上席 0097
作成日	平成12年 2月 3日

<認定情報・付加情報>

【特許出願人】

【識別番号】	000010098
【住所又は居所】	東京都大田区雪谷大塚町1番7号
【氏名又は名称】	アルプス電気株式会社

【代理人】

【識別番号】	100064908
【住所又は居所】	東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所
【氏名又は名称】	志賀 正武

【選任した代理人】

【識別番号】	100108578
【住所又は居所】	東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所
【氏名又は名称】	高橋 詔男

【選任した代理人】

【識別番号】	100089037
【住所又は居所】	東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所
【氏名又は名称】	渡邊 隆

【選任した代理人】

【識別番号】	100101465
【住所又は居所】	東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所
【氏名又は名称】	青山 正和

【選任した代理人】

【識別番号】	100094400
【住所又は居所】	東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所

次頁有

認定・付加情報（続き）

【氏名又は名称】	鈴木 三義
【選任した代理人】	
【識別番号】	100107836
【住所又は居所】	東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビ ル 志賀国際特許事務所
【氏名又は名称】	西 和哉
【選任した代理人】	
【識別番号】	100108453
【住所又は居所】	東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビ ル 志賀国際特許事務所
【氏名又は名称】	村山 靖彦

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000010098]

1. 変更年月日 1990年 8月27日
[変更理由] 新規登録
住 所 東京都大田区雪谷大塚町1番7号
氏 名 アルプス電気株式会社